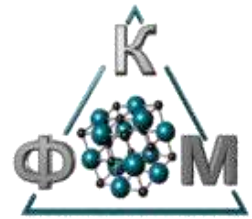


**Національний технічний університет України
"Київський політехнічний інститут
імені Ігоря Сікорського"**



Педагогічне надбання:

Л.Н. Ларіков

Структура і властивості металів

**[Електронний курс]: конспект лекцій для студентів
спеціальності 132 «Матеріалознавство»
(освітня програма "Металофізичні процеси та їх
комп'ютерне моделювання") /**

**Серія "Педагогічне надбання : Л.Н. Ларіков." ;
укладачі: Сидоренко С.І., Волошко С.М. ;
КПІ ім. Ігоря Сікорського. – Електронні текстові дані
(1 файл: 14,98 Мбайт). –**

Київ : КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2020. – 329 с.

<https://ela.kpi.ua/handle/123456789/37764>

Укладачі: Сидоренко Сергій Іванович, д-р ф.-м.н., проф., чл.-кор. НАН України

Волошко Світлана Михайлівна, д-р ф.-м.н., проф. кафедри фізики металів КПІ ім. Ігоря Сікорського

Препринт

Педагогічне надбання

Ларіков Леонід Нікандрович

Конспект лекцій Структура і властивості металів

Структура і властивості металів [Електронний курс]: конспект лекцій для студентів спеціальності 132 «Матеріалознавство» (освітня програма "Металофізичні процеси та їх комп'ютерне моделювання") / Серія "Педагогічне надбання : Л.Н. Ларіков." ; укладачі: Сидоренко С.І., Волошко С.М. ; КПІ ім. Ігоря Сікорського. – Електронні текстові дані (1 файл: 14,98 Мбайт). – Київ : КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2020. – 329 с.
<https://ela.kpi.ua/handle/123456789/37764>

Лекції проф. Л.Н. Ларікова «Структура і властивості металів» для студентів спеціальності 132 «Матеріалознавство» (освітня програма "Металофізичні процеси та їх комп'ютерне моделювання") за колом розглядуваних питань прилягають до профільюючого курсу «Фізика металів» і ряду інших (наприклад, "Вступ до спеціальності", "Фізичні методи дослідження металів", "Механічні властивості матеріалів", "Міждисциплінарні проблеми технологій матеріалів майбутнього" та ін.), що забезпечуються кафедрою фізики металів Інституту матеріалознавства та зварювання ім. Є.О. Патона.

У лекціях видатного вченого викладаються: фізичні основи міцності і пластичності металів, радіаційна фізика твердого тіла, фізика процесів, що протікають за екстремальних умов (високі тиски і глибокий вакуум, високі і наднизькі температури, швидкі нагріви і охолодження та ін.).

Ідеологія лекційного курсу будується на «тріаді Курнакова»: комплекс фізико-механічних властивостей матеріалу визначається його складом і його структурою.

У методологічному плані лекції побудовані на широкому застосуванні теорії дислокацій та інших модельних уявлень для опису механізмів фізичних процесів, що обумовлюють формування структурно-чутливих властивостей металів. Широко залучаються феноменологічні уявлення, відомі студентам із загальної фізики, теорії твердого тіла, фізичної хімії, фізики металів.

Лабораторні роботи були присвячені визначенню найбільш структурно-чутливих властивостей металів: механічних, електричних і магнітних.

Особлива увага приділяється тим положенням, які використовуються і у сучасній науково-дослідній роботі кафедри фізики металів, зокрема, – під час виконання теми 2101ф, що фінансувалась за рахунок коштів МОН України в 2018-2020 роках, і – як приклад – наводяться деякі результати здійснених за цією темою досліджень.

Для студентів кафедри фізики металів (освітня програма "Металофізичні процеси та їх комп'ютерне моделювання") Інституту матеріалознавства і зварювання імені Є.О. Патона, студентів інших фізичних і матеріалознавчих спеціальностей університетів України, аспірантів і вчених-фізиків-матеріалознавців.

Жоден з фрагментів даного видання не може бути розповсюджений, збережений за допомогою систем відновлення або передавання інформації у будь-якій формі або будь-яким іншим шляхом, електронним або механічним, у тому числі шляхом фотокопіювання, мікрофільмування або запису без попередньої письмової згоди родини Л.Н. Ларікова та Національного технічного університету України "Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського".

Для отримання дозволу на копіювання від авторів звертайтеся за адресою: 03056, Україна, м. Київ, пр. Перемоги, 37, корпус 1, кімната 147.

Телефон: +(380)44 204 91 99,

e-mail: sidorenko@kpi.ua

* * * * *

ЛЕОНІД НІКАНДРОВИЧ ЛАРІКОВ



ЛАРІКОВ Леонід Нікандрович народився в м. Русе, Болгарія, 22.10.1926 р. В 1951 році закінчив Софійський технічний університет, відтоді працював у Софійському університеті, а з 1956 року – в Інституті металофізики НАН України в Києві: в 1962–1991 роках – завідувачем відділу дифузійних процесів, в 1991–2000 роках – головним науковим співробітником відділу фазових перетворень.

В 1975–1982 роках вів педагогічну діяльність в якості професора (за сумісництвом) кафедри фізики металів Київського політехнічного інституту.

Викладав курс "Структура і властивості металів".

Доктор технічних наук (1967 рік), професор (1968 рік).

Заслужений діяч науки УРСР (1979 рік).

Наукова діяльність проф. Ларікова пов'язана з вивченням проблем фізики міцності та пластичності, дифузійного масоперенесення, механізмів дифузії в нано- і квазікристалах та в аморфних матеріалах.

Монографії Л. Н. Ларікова – автора і співавтора:

Автомати керують властивостями матеріалів. К., 1974;

Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке. Москва, 1975 (англ. перекл. – Нью-Делі, 1981);

Диффузионные процессы в упорядоченных сплавах. К., 1975 (англ. перекл. – Нью-Делі, 1981);

Ячеистый распад пересыщенных твердых растворов. К., 1976;

Залечивание дефектов в металлах. К., 1980;

Intermetallic Compounds Principles and Practice. London, 1994;

Морфология граничной фазы при реактивной взаимной диффузии в системах Cu–Si и Cr–Si // МНТ. 1998. Т. 20, № 9.

Зміст

	стор.
Леонід Нікандрович Ларіков (Біографічна довідка)	4
Передмова	10
С.І. Сидоренко. З повагою і вдячністю	10
Л.Н. Ларіков. Структура і властивості металів (конспект лекцій в серії "Педагогічне надбання"	
Вступ	17
Лекція 1. Структурно-чутливі властивості	18
Лекція 2. Вплив точкових дефектів на властивості металів	23
Лекція 3. Зміни властивостей металів під час утворення дислокацій	27
Лекція 4. Взаємодія точкових і лінійних дефектів	34
Лекція 5. Машинні методи моделювання дефектів і їх взаємодії	42
Лекція 6. Механічні властивості ідеального, досконалого і недосконалого кристалів	49
Лекція 7. Пластична деформація ковзанням	54
Лекція 8. Пластична деформація двійникуванням	60
Лекція 9. Деформаційне зміцнення чистих металів	66
Лекція 10. Пластичне руйнування металів	74
Лекція 11. Крихке руйнування металів	82
Лекція 12. Повернення властивостей під час відпалу деформованих металів	87
Лекція 13. Рекристалізація деформованих металів	92
Лекція 14. Повзучість і релаксація напружень	99
Лекція 15. Зміна структури і властивостей в процесі циклічного навантаження	106
Лекція 16. Зміцнення металів при легуванні	114
Лекція 17. Вплив легування на процеси знеміцнення ..	121
Лекція 18. Зміна структури і властивостей в процесі поверхневого легування	127
Лекція 19. Фізичні основи хіміко-термічної обробки	134

Лекція 20. Зміна структури і властивостей під час поліморфного перетворення за нормальним механізмом	138
Лекція 21. Зміна структури і властивостей внаслідок мартенситних перетворень	143
Лекція 22. Зміна структури і властивостей внаслідок упорядкування твердих розчинів	148
Лекція 23. Вплив розпаду пересичених твердих розчинів на властивості сплавів	159
Лекція 24. Радіаційні пошкодження <i>повреждение?</i> <i>руйнування? (порушення)</i> в металах	167
Лекція 25. Радіаційне легування металів	173
Лекція 26. Вплив опромінення на фазові перетворення	177
Лекція 27. Зміна властивостей металів під час опромінення	181
Лекція 28. Вплив гідростатичного тиску на структурно-чутливі властивості	187
Лекція 29. Вплив високих тисків на фазові перетворення	192
Лекція 30. Вплив гідростатичного тиску на процеси заліковування дефектів	198
Лекція 31. Зміна структури і властивостей металів після потужних імпульсних впливів	202
Лекція 32. Зміна структури і властивостей у процесах швидкого нагріву	207
Лекція 33. Вплив швидких охолоджень на структуру і властивості	213
Лекція 34. Структура і властивості металів за низьких температур і у глибокому вакуумі	221
Лекція 35. Шляхи досягнення оптимального поєднання властивостей за рахунок створення наперед заданої структури металів	227
Додаток. Рукописний текст лекцій професора Л.Н. Ларикова	234

1

К О Н С П Е К Т *

Л Е К Ц И Й

П О

СТРУКТУРЕ И СВОЙСТВАМ

МЕТАЛЛОВ

ДЛЯ

СТУДЕНТОВ ИНЖЕНЕРНО-ФИЗИЧЕСКОГО

ФАКУЛЬТЕТА, КАФ. ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ

* Оригінал титульної сторінки конспекту лекцій проф. Л.Н. Ларікова

Оглавление

	стр.
Л.Н. Ларионов. Структура и свойства металлов (конспект лекций в серии "Педагогическое наследие")	
Введение	17
Лекция 1. Структурно-чувствительные свойства	18
Лекция 2. Влияние точечных дефектов на свойства металлов	23
Лекция 3. Изменения свойств металлов при образовании дислокаций	27
Лекция 4. Взаимодействие точечных и линейных дефектов	34
Лекция 5. Машинные методы моделирования дефектов и их взаимодействия	42
Лекция 6. Механические свойства идеального, совершенного и несовершенного кристаллов	49
Лекция 7. Пластическая деформация скольжением	54
Лекция 8. Пластическая деформация двойникованием	60
Лекция 9. Деформационное упрочнение чистых металлов	66
Лекция 10. Пластическое разрушение металлов	74
Лекция 11. Хрупкое разрушение металлов	82
Лекция 12. Возврат свойств при отжиге деформированных металлов	87
Лекция 13. Рекристаллизация деформированных металлов	92
Лекция 14. Ползучесть и релаксация напряжений	99
Лекция 15. Изменение структуры и свойств при циклическом нагружении	106
Лекция 16. Упрочнение металлов при легировании	114
Лекция 17. Влияние легирования на процессы разупрочнения	121
Лекция 18. Изменение структуры и свойств при поверхностном легировании	127

Лекция 19. Физические основы химико-термической обработки	134
Лекция 20. Изменение структуры и свойств при полиморфном превращении по нормальному механизму	138
Лекция 21. Изменение структуры и свойств при мартенситных превращениях	143
Лекция 22. Изменение структуры и свойств при упорядочении твердых растворов	148
Лекция 23. Влияние распада пересыщенных твердых растворов на свойства сплавов	159
Лекция 24. Радиационные повреждения в металлах	167
Лекция 25. Радиационное легирование металлов	173
Лекция 26. Влияние облучения на фазовые превращения	177
Лекция 27. Изменение свойств металлов при облучении	181
Лекция 28. Влияние гидростатического давления на структурно-чувствительные свойства	187
Лекция 29. Влияние высоких давлений на фазовые превращения	192
Лекция 30. Влияние гидростатического давления на процессы залечивания дефектов	198
Лекция 31. Изменение структуры и свойств металлов при мощных импульсных воздействиях	202
Лекция 32. Изменение структуры и свойств при быстрых нагревах	207
Лекция 33. Влияние быстрых охлаждений на структуру и свойства	213
Лекция 34. Структура и свойства металлов при низких температурах и глубоком вакууме	221
Лекция 35. Пути достижения оптимального сочетания свойств за счет создания заданной структуры металлов	227
Приложение. Рукописный текст лекций профессора Л.Н. Ларикова	234

ПЕРЕДМОВА.

С.І. Сидоренко. З повагою і вдячністю

Вдячний долі за те, що після закінчення Інституту сталі і сплавів за розподілом я був направлений в розпорядження Президії Академії наук України і далі в Інститут металофізики.

Пам'ятаю, що 15 квітня 1971 р. мене з бланком направлення на роботу від Президії Академії наук прийняв заступник (на той час) директора Інституту металофізики АН України Віктор Іванович Трефілов (директором був академік Віталій Никифорович Гриднєв) і, познайомившись в додатку до диплому з переліком зданих на "відмінно" 49 прослуханих в інституті предметів, без коливань рекомендував до роботи у відділі дифузійних процесів, яким завідував Леонід Никандрович Ларіков.

Пам'ятаю нашу першу зустріч в кабінеті завідувача відділом на четвертому поверсі "старого" корпусу Інституту металофізики. Леонід Никандрович поцікавився складом професури і лекторів, у яких я навчався (багатьох з них він знав особисто з наукової діяльності) і відправив у лабораторію електронної мікроскопії під керівництво Наталії Василівни Дубовицькою.

На жаль, під безпосереднім керівництвом Леоніда Никандровича я працював недовго, до листопада 1971 року. Так склалися життєві обставини, що я вступив до аспірантури КПІ і з того часу основним майданчиком для моєї наукової роботи був і залишається Київський політехнічний.

Але навіть за той час – з квітня по листопад 1971 року – я мав щастя близько пізнати Леоніда Никандровича, ці враження залишилися зі мною на все моє життя і, безумовно, мали значний вплив на формування мене як вченого і як особистості.

Будучи благородного походження, проживши до 1956 року, навчаючись і працюючи в Європі, це була людина бездоганного виховання, коректності та доброзичливості до людей.

У науковому плані здавалося (і це було загальне переконання всіх, хто працював поруч з Леонідом Никандровичем), що ми маємо справу з деяким "чарівником металофізики": він мав енциклопедичні знання з

широкого кола проблем фізичного матеріалознавства, в тому числі – міждисциплінарних, мав чудову пам'ять, блискуче володів французькою, болгарською, англійською та німецькою мовами, особисто знав видатних вчених фізиків-матеріалознавців того часу і багато розповідав про зустрічі з ними і про наукові дискусії за їх участі.

Пам'ятаю, як він розповідав про зустрічі з професором Гіньє у Франції, на паризькому Монмартрі. Між ними мало місце обговорення критерію віднесення матеріалів до розряду аморфних. Зрештою обидва вчених прийшли до висновку, що таким критерієм є картини електронної дифракції: якщо електронографія не підтверджує кристалічний стан матеріалу, то такий матеріал повинен бути віднесений до категорії аморфних.

Спираючись на думку корифеїв, я багато разів користувався цим аргументом в наукових інтерпретаціях результатів структурного аналізу (хоча, звичайно, з того часу з'явилися кількісні методи для вираження критеріальних оцінок такого роду); слухачам моїх аргументів важко було протиставити що-небудь думці корифеїв.

У нашому середовищі молодих вчених Інституту металофізики ходили легенди про виняткову пам'ять Леоніда Никандровича, який безпомилково називав не тільки журнали, роки видання, номери томів, а й навіть самі сторінки, на яких були опубліковані статті, які в його уяві вважалися важливими для наукової дискусії і інтерпретацій.

Пам'ятаю своє перше наукове завдання, отримане від Леоніда Никандровича: провести дослідження впливу дрібності деформації на формування дислокаційних структур монокристалів молібдену з поверхнею різної орієнтації – (311), (100), (110), що було обумовлено завданням пошуку орієнтації поверхні із найбільш високою емісійною здатністю.

Пам'ятаю радісну реакцію Леоніда Никандровича, коли я приніс йому отримані результати: вдалося "схопити" цікавий, важливий ефект (поверхневі характеристики в залежності від дрібності деформації мали мінімум, що свідчило про формування певних дислокаційних структур (і ми встановили яких саме), що забезпечувало саме в районі мінімуму високу емісійну здатність (311) поверхні молібдену і її термічну стійкість).

Ці нові наукові результати стали предметом доповіді Леоніда Никандровича на великому міжнародному конгресі (я був щасливий його запрошенню бути співавтором цієї доповіді та разом з ним – учасником авторитетного міжнародного наукового зібрання, де доповідь була представлена).

За матеріалами доповіді були написані мої перші статті ("справжні" статті, опубліковані в журналі "Металлофізика" – в той час він був авторитетним в колишньому Радянському Союзі, профільним спеціалізованим журналом).

Величезне значення для формування мене як вченого мав період роботи з Леонідом Никандровичем, коли він дав згоду виступити офіційним опонентом моєї кандидатської дисертації в 1974 р, а в подальшому – і по дисертаціях представлених до захисту дисертаційних робіт моїх аспірантів (І.Є. Котенка та ін.).

"Величезне значення" – тому, що, власне, це було не опонування в буквальному сенсі слова, а фактично "уроки знань", які він, відомий вчений і ерудована людина, передавав нам в зв'язку з обговоренням окремих фрагментів наших дисертаційних робіт в цілому, їх положень, які захищалися, а також окремих більш-менш вдалих фрагментів.

У цьому був весь Л.Н. Ларіков. Його знання були настільки великі, що він "не економив", «не скупився», а в повній мірі прагнув поділитися всім, що він знав, з нами – ще зовсім юнаками в науці.

Природно, що ця його чудова риса і виразність особистості логічно продовжилися в його багатій педагогічній діяльності.

Курс лекцій "Структура і властивості металів", який представлений в даній книзі, ходили слухати і аспіранти, і студенти, і маститі вчені Києва. Конспекти лекцій переписувалися і дбайливо зберігалися, передаючись із покоління в покоління (звичайно, Леонід Никандрович читав курси і за багатьма іншими напрямками фізичного матеріалознавства: і радіаційне матеріалознавство, і надпровідність і по інших напрямках).

Але курс лекцій "Структура і властивості металів" був особливо улюбленим у нього, тому що за дорученням директора Інституту металофізики академіка Віталія Никифоровича Гриднєва Леонід Никандрович читав цей курс студентам кафедри фізики металів – саме

тієї спеціальності ("фізика металів"), яку Віталій Никифорович Гриднєв в період роботи директором КПІ в 1952-1955 роках започаткував в КПІ.

... Трохи відволікаючись, хочу згадати, що, будучи аспірантом, я мав зустрічі із великим вченим і організатором матеріалознавчої науки України академіком Віталієм Никифоровичем Гриднєвим.

Пам'ятаю, як до 1985 року – в період, коли Віталій Никифорович працював директором Інституту металофізики і академіком-секретарем Відділення фізики і астрономії АН України, – щорічно ми возили від кафедри фізики металів навчальні плани спеціальності і – як тепер кажуть – силабуси на його особисте затвердження, а три видатних вчених із світовим ім'ям – Л.Н. Ларіков, В.Т. Черепін і К.В. Чуїстов викладали за сумісництвом студентам-металофізикам саме на лабораторній базі Інституту металофізики.

Так ще в той час була закладена нерозривна єдність нашої кафедри із вченими системи Академії наук.

Як результат цієї єдності – кафедра фізики металів має сьогодні 2 спільні з НАН України структури: філія кафедри в Інституті металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України і навчально-наукова лабораторія дифузії в тонких шарах подвійного (Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України та КПІ ім. Ігоря Сікорського) підпорядкування.

Великий Гриднєв В.Н. заснував в КПІ наукову школу фізики металів, яка "дала" двох академіків АН колишнього СРСР (Олександр Михайлович Дихне і Віктор Іванович Трефілов), 4-х академіків НАН України (Ю.М. Солонін, С.О. Фірстов, В.В. Немошкаленко, Ю.В. Найдич) та 8 член-кореспондентів НАН України – це більш, ніж дала будь-яка спеціальність протягом всієї історії вищої школи на теренах СНД.

Сьогодні традиція дуже тісної взаємодії КПІ ім. Ігоря Сікорського та Інститутів НАН України не тільки збережена, розвинута через створення в КПІ Інституту матеріалознавства та зварюванням ім. Є.О. Патона і поєднання із Інститутами матеріалознавчого профіля НАН України, але і посилена за рахунок тісної взаємодії із високотехнологічною промисловістю.

... Отже, Леонід Нікандрович вкладав в педагогічну діяльність на кафедрі фізики металів весь свій яскравий талант ритора і вченого, лекції він читав блискуче!

У мене залишився подарований Леонідом Никандровичем конспект цих лекцій, написаний його власною рукою.

У період, коли я працював завідувачем кафедри фізики металів (до 2015 року), за цими матеріалами і ми вдосконалювалися як викладачі, активно використовували матеріали Л.Н. Ларікова для підготовки окремих розділів своїх лекційних курсів з фізики металів і фізичного матеріалознавства.

Лекції проф. Л.Н. Ларікова за курсом «Структура і властивості металів», які і сьогодні викладаються для студентів спеціальності "Матеріалознавство" (освітня програма "Металофізичні процеси и їх комп'ютерне моделювання"), по колу питань, що розглядаються примикає до профільюючого курсу «Фізика металів» і ряду інших (наприклад, "Вступ до спеціальності", "Фізичні методи дослідження металів", "Механічні властивості матеріалів", "Міждисциплінарні проблеми технологій матеріалів майбутнього" та ін.).

Викладаються фізичні основи міцності і пластичності металів, радіаційна фізика твердого тіла, фізика процесів, що протікають в екстремальних умовах (високі тиски і глибокий вакуум, високі і наднизькі температури, швидкі нагріви і охолодження та ін.). Ідеологія курсу будується на «тріаді Курнакова»: комплекс властивостей матеріалу визначається його складом, склад визначає його структуру, а структура – властивості.

У методологічному плані лекції побудовані на широкому застосуванні теорії дислокацій та інших модельних уявлень для опису механізмів фізичних процесів, що обумовлюють формування структурно-чутливих властивостей металів. Широко залучаються феноменологічні уявлення, відомі студентам із загальної фізики, фізхімії, фізики металів і теорії твердого тіла.

Лабораторні роботи були присвячені визначенню деяких найбільш характерних властивостей металів: механічних, електричних і магнітних властивостей – як найбільш структурно-чутливих.

І ось що дивно: хоча від того періоду нас віддаляє вже чимало часу, але актуальність матеріалів лекцій Л.Н. Ларікова ні в якій мірі не знижується. Це відбувається тому що Леонід Никандрович з позицій його широкої ерудиції та масштабності мислення в лаконічній формі представив вельми широкий і різноманітний пласт базових знань в численних областях фізичного матеріалознавства: і в макромасштабі, і в мікромасштабі, і на мезо- і на наномасштабних рівнях.

У лекційних матеріалах Л.Н. Ларіков зміг хоча і в лаконічному, але глибокому вигляді представити величезну кількість фізико-матеріалознавчих ефектів, які мають відношення до сучасних, новітніх результатів, що є розвитком в наші дні тих базових уявлень, які як видатний вчений і педагог він розкрив у своїх лекціях.

Саме **базових**, без знання яких жоден з нас не може вважати себе фізиком-матеріалознавцем. І він не тільки **розповів** про ці "базові знання", але і **виклав** їх.

І тому раз по разі ми і сьогодні маємо можливість повертатися до цих текстів, звіряючи "по Ларікову" вихідні позиції в наших дискусіях і інтерпретаціях.

Ми вирішили видати текст лекцій Л.Н. Ларікова, щоб студенти, аспіранти, молоді викладачі та вчені могли без обмежень користуватися цими матеріалами, черпати з цього джерела знань і безпосередньо самі знання, і методику їх подання, і ув'язку з сучасними актуальними результатами фізичного матеріалознавства сьогоднішнього дня.

Нами рухало бажання виконати свій моральний обов'язок в знак вдячності і поваги до світлої пам'яті видатного вченого і педагога – професора кафедри фізики металів Леоніда Никандровича Ларікова.

У другій частині книги наводиться рукопис тексту лекції. На жаль, деякі фрагменти збереглися недостатньо чітко, тому у відповідних частинах машинописного тексту ми не зважилися взяти на себе сміливість коригувати текст.

І ще про одну особливість представлених матеріалів мені хотілося б сказати. Матеріали лекцій Л.Н. Ларікова ми, викладачі, науковці, аспіранти та студенти кафедри фізики металів практично використовуємо і сьогодні в нашій безпосередній експериментальній роботі.

Це стосується численних досліджень, що проводилися протягом останніх 10-15 років, в тому числі і останнім часом.

Так, наприклад, в 2018-2020 роках на кафедрі фізики металів виконувалася тема 2101ф "Вплив іонного опромінення на структуру, абсорбційну здатність та корозійні властивості нанорозмірних металевих композицій". І ось що вражає: розділи лекцій Л.Н. Ларікова, присвячені йонній обробці і радіаційному пошкодженню матеріалів виявилися корисними і для цієї актуальної для сьогоденного фізичного матеріалознавства дослідницької мети.

Можу без ризику помилитися стверджувати, що і дисертації, захищені на нашій кафедрі, і книги, підготовлені вченими кафедри фізики металів в наші дні, "відчувають" на собі благотворний вплив світла ідей і знань, сконцентрованих в матеріалах лекцій проф. Ларікова, прочитаних в ті далекі роки.

Тому, коли ми приймали рішення, до якої категорії віднести матеріали, що видаються в даній книзі, ми одностайно прийшли до висновку, що це має бути "педагогічне надбання".

На закінчення хотів би висловити вдячність тим, хто допомагав підготувати матеріали до того, щоб творча спадщина Леоніда Никандровича Ларікова продовжила своє життя в КПІ ім. Ігоря Сікорського: директору Науково-технічної бібліотеки імені Г.І. Денисенка О.Н. Бруй, співробітникам кафедри фізики металів професору С.М. Волошко, к.т.н. Н.В. Франчик, інженерам С.О. Потешкіну, С.П. Ковтуну, Є.О. Довгопол.

З повагою –

Проф. Сергій Сидоренко,

науковий керівник кафедри фізики металів

Введение. Лекции по курсу «Структура и свойства металлов» по кругу рассматриваемых вопросов и принципу их решения примыкает к профилирующему курсу «Физика металлов». Спецкурс включает физические основы прочности и пластичности металлов, радиационную физику твердого тела и некоторые разделы физики процессов, протекающих в экстремальных условиях (высокие давления и глубокий вакуум, высокие и сверхнизкие температуры, быстрые нагревы и охлаждения и др.). Основная идея спецкурса заключается в определении связи комплекса физико-механических свойств материала с его структурой.

В методологическом плане спецкурс построен на широком применении теории дислокаций и других современных модельных представлений для описания механизмов физических процессов, обуславливающих формирование совокупности структурно-чувствительных свойств металлов. Широко привлекаются феноменологические представления, известные студентам из предшествующих лекций по общей физике, физике металлов и теории твердого тела, которые в данном спецкурсе уточняются применительно к его задачам.

Лабораторные работы посвящены определению некоторых наиболее характерных структурно-чувствительных свойств металлов. Подбор определяемых свойств произведен таким образом, чтобы охватить основные разделы спецкурса и дать представление о различных подходах при определении свойств в заводских и исследовательских лабораториях. Основное внимание уделено измерению механических, электрических и магнитных свойств, как наиболее структурно-чувствительных. Предусматривается проработка метрологических аспектов определения структурно-чувствительных свойств на каждом лабораторном занятии, включая ознакомление с соответствующими государственными стандартами (ГОСТ), регламентирующими условия измерения этих свойств, а также с методическими инструкциями по поверке измерительных приборов.

Лекция 1

Структурно-чувствительные свойства

Свойства металлов принято делить на структурно-чувствительные и структурно-нечувствительные. Эта классификация введена в 30-х годах XX века. ... является, как и всякая классификация, условной, так как с повышением точности измерений было установлено, что многие свойства, которые считались структурно-нечувствительными, в действительности, хотя и слабо, но все же изменяются при возникновении несовершенств в регулярной структуре металлов.

1.1. Первичная и вторичная структура кристаллов

Выделение свойств необходимых для проектирования изделий и оценка степени их структурной чувствительности важный этап проектирования. Экономическая целесообразность улучшения свойств металлов очевидна. Для ее реализации необходимо знать закономерности, связывающие вторичную структуру со структурно-чувствительными свойствами.

Под первичной кристаллической структурой подразумевают регулярную кристаллографическую структуру металла. Для большей части металлов характерны плотноупакованные ГП и ГЦК решетки. Часть металлов обладает ОЦК решеткой, и лишь небольшая часть решетками с более низкой симметрией. Под вторичной кристаллической структурой подразумевают совокупность несовершенств в регулярной структуре металла. Указанные несовершенства учитываются в различной степени в теории твердого тела:

а) Идеальный кристалл – модель, рассматриваемая во многих задачах теории твердого тела. Соответствует бездефектному кристаллу при абсолютном нуле температуры. Размеры кристалла принимаются бесконечными или полубесконечными (например, модель Косселя и Странского половинного кристалла);

б) Совершенный кристалл – модель, учитывающая динамические искажения кристаллической решетки и образование равновесной

концентрации точечных дефектов при температурах отличных от температуры абсолютного нуля. Учитывается, также, наличие поверхности, соответствующей равновесной форме кристаллов;

в) Несовершенный кристалл – модели, учитывающие образование и взаимодействие некоторых видов неравновесных дефектов, свойственных реальным кристаллам. Степень неравновесности последних может изменяться в очень широких пределах. В качестве предельного, в этом отношении, состояние рассматривается аморфная структура.

1.2. Аморфное состояние сплавов

Реализовано сравнительно недавно. Структура, характеризующаяся отсутствием дальнего порядка в расположении атомов при сохранении ближнего порядка. Обладают некоторыми свойствами жидких тел, но, в основном, их свойства ближе к свойствам твердых кристаллических тел с высокой степенью несовершенства структуры.

Металлические стекла представляют собой новый класс технических материалов с удивительными механическими, электрическими, магнитными и химическими свойствами. Эти свойства могут быть реализованы уже не только в лабораторных условиях, т. к. дешевые расплавы на основе железа (например, Fe-B) могут быть превращены в аморфную проволоку или ленту со скоростью более 30 м/сек. Особый интерес представляет изотропность свойств.

1.3. Классификация свойств металлов по степени их структурной чувствительности

Свойства металлов можно классифицировать по различным признакам: механические (твердость, прочность, пластичность, упругость, неупругость), тепловые (теплосодержание, теплоемкость, объем, КТР, теплопроводность, температуропроводность, температура плавления [фазового перехода], электрические и магнитные (электропроводность, термоэдс, константа Холла, магнетосопротивление, магнитное насыщение, остаточная намагниченность, коэрцитивная сила, магнитная проницаемость, скин-

эффект), оптические (отражение, поглощение, преломление, дифракция).

Свойства, слабо зависящие от структуры (структурно-нечувствительные).

Упругие константы, характер проводимости, пара- и диамагнетизм неферромагнитных тел, а также магнитное насыщение ферромагнитных материалов слабо зависят от небольших изменений совершенства кристаллической решетки. Эти свойства определяются, главным образом, свойствами электронов в твердом теле и взаимодействием их с полем, создаваемым положительными ионами, находящимися в регулярном положении в решетке.

Структурно-чувствительные свойства.

Некоторые свойства твердых кристаллических тел, в первую очередь – металлов, существенным образом зависят от незначительных отклонений в правильном расположении атомов в кристаллической решетке.

Незначительные изменения в плотности и распределении дефектов кристаллического строения вызывают в ряде случаев несоизмеримо большое изменение, прежде всего механических свойств (например, предела текучести), некоторых магнитных свойств (коэрцитивной силы, магнитной проницаемости и остаточной намагниченности).

Другие свойства проявляют чувствительность к небольшим изменениям структуры лишь в определенных условиях. Так, например, электропроводность и теплопроводность металлов при комнатной температуре слабо зависят от плотности дефектов кристаллического строения. Однако, при температуре кипения жидкого гелия остаточное электросопротивление и теплопроводность являются структурно-чувствительными свойствами.

Имеются, также, свойства структурная чувствительность которых обусловлена кристаллографической анизотропией физических свойств. В металлах с кубической решеткой анизотропны упругие константы и величина магнитного поля, при котором достигается насыщение в ферромагнетиках. В металлах с гексагональной или тетрагональной решеткой анизотропны, также, электропроводность и

теплопроводность. Поэтому, изменение преимущественной ориентации (текстуры) кристаллитов поликристаллического металла при его пластической деформации или рекристаллизационном отжиге, приводит к существенному изменению физико-механических свойств вдоль некоторых направлений металлических изделий.

1.4. Классификация дефектов металлов – нарушения регулярной кристаллической структуры металлов. Возникают при изготовлении и эксплуатации металлических изделий. Существенно влияют на комплекс их свойств. Классификация дефектов металлов производится по различным признакам.

а) морфологическая – наружные, внутренние, в сочленениях.

б) генетическая – механические, термические, диффузионные, коррозионные, адсорбционные, радиационные, эрозионные, кавитационные, литейные, сварочные и др.

в) структурная – трещины, поры, неметаллические включения, разнотекстурность и др.

г) физическая – исходит из атомного строения самих дефектов.

В зависимости от масштаба дефектов и их характера их можно подразделить на субмикро-, микро- и макродефекты (см. таблица 1.1).

Субмикродефекты – нарушения регулярной кристаллической структуры в атомном масштабе. Различают точечные, линейные, поверхностные и объемные дефекты.

Микродефекты – нарушения, обнаруживаемые с помощью оптического микроскопа, но практически не различимы невооруженным глазом. Часть из них, в частности микропоры, микротрещины, микропузыри газов, дисперсные включения, образуются в результате роста субмикродефектов.

Макродефекты – в ряде случаев являются дальнейшим развитием микродефектов: неметаллические включения, трещины, поры, газовые пузыри, рыхлоты и раковины при усадке, флокены, рванины.

1.5. Современные методы исследования дефектов металлов

Методы обнаружения дефектов металлов зависят прежде всего от их масштабов.

а) Субмикродфекты изучают различными физическими методами анализа. При малой плотности субмикродфектов их изучают преимущественно дифракционными методами (рентгенография, электронография, трансмиссионная электронная микроскопия, нейтронография и протонография). При большой плотности субмикродфектов предпочтительны термодинамические методы (калориметрия, дилатометрия, вольтометрия). Полезную, но трудно расшифруемую информацию дают кинетические методы (теплопроводность, электропроводность, термоэдс, гальваномагнитные явления), а также акустические методы (дефект модуля, внутреннее трение, акустическая эмиссия). Широкое распространение получили механические испытания (твердость, прочность, пластичность, вязкость).

б) Микродфекты определяют, преимущественно, с помощью оптических методов (количественная металлография, поляризация).

в) Макродфекты и наиболее крупные микродфекты обнаруживают методами дефектоскопии (визуальные, капиллярные, люминесцентные, магнитные, акустические, электрические, рентгеновская и Гамма-дефектоскопия и др.).

Лекция 2

Влияние точечных дефектов на свойства металлов

Точечные дефекты (малые в трех измерениях) – это несовершенства кристаллического строения, имеющие размеры порядка атомных.

2.1. Классификация точечных дефектов – структурные и примесные.

а) вакансии – незанятые узлы кристаллической решетки. Обнаружены сперва в ионных кристаллах (F -центры и др.), затем в полупроводниках, металлах. В последних имеют более простое строение и вызывают лишь незначительные возмущения системы электронов. Присутствуют в кристаллах в условиях термодинамического равновесия. Игрют важную роль в процессах, связанных с массопереносом, например, диффузией. Символ вакансий " v ".

в) междоузельные атомы – это атомы, расположенные вне узла решетки. Могут существовать в различных конфигурациях.

Объемноцентрированная конфигурация (в ГЦК металлах) простейшая.

Расщепленная конфигурация (в ГЦК $\langle 100 \rangle$ и ОЦК $\langle 110 \rangle$ металлах) – «гантели» по Зегеру.

Краудион (Crowdion) по Панет в щелочных ОЦК металлах вдоль ПУ ряда $\langle 111 \rangle$.

В равновесном состоянии их концентрация пренебрежимо мала.

г) пары Френкеля – образуются при переходе атома из узла кристаллической решетки в междоузлие. Различают:

Ближние пары Френкеля – при облучении электронами с энергией близкой к пороговой. Рекомбинация не требует преодоления энергетического барьера.

Дальние пары Френкеля – вероятность прямой рекомбинации мала. Возникают при облучении частицами с высокой энергией. Символ м.а. "*i*".

д) примесные точечные дефекты – всегда присутствуют в реальных кристаллах. В зависимости от расположения в решетке различают:

примесные атомы замещения – возможно появление ближнего и дальнего порядка;

примесные атомы внедрения – играют важную роль в ОЦК металлах;

вакансии в твердых растворах вычитания – концентрация слабо зависит от температуры и определяется составом твердого раствора.

2.2. Изменение энергии и объема кристалла при образовании точечных дефектов

Оценивается теоретически и определяется экспериментально.

а) Теоретические оценки – Зейтц, Хантингтон, Брукс. Фуми, Зеегер и др. (1942-1956 гг.) применяя квантовую механику и др. методы оценили энергию образования точечных дефектов с помощью соотношения:

$$E_f = E_s - W, \quad (2.1)$$

где W – энергия релаксации (за счет перераспределения атомов и электронов вокруг дефекта). Оценивается аналитически для Cu , но с трудом для других металлов.

E_s – энергия связи на атом [энергия необходимая для удаления атома изнутри кристалла и на его поверхность (v) или наоборот (i)]. Аналитические оценки для Cu дают $E_f^v = (1,2 \div 0,9)$ эВ и $E_f^i = (3 \div 6)$ эВ.

Искажения решетки при образовании дефектов простираются вплоть до поверхности кристалла и приводят к изменению удельного объема и параметра решетки.

Для Cu теоретические оценки дают $\frac{\Delta V_f^v}{V_A} = -0,29 \div 0,57$; $\frac{\Delta V_f^i}{V_A} = +1,4 \div 2,5$

. Равновесная концентрация дефектов c_e – зависит, также, от энтропии образования S_f , которая зависит от изменения частот колебаний решетки.

$$c_e = \frac{n}{N} = \exp\left(\frac{S_f}{k}\right) \exp\left(-\frac{E_f}{kT}\right) \quad (2.2)$$

Статистическая механика позволяет приблизительно оценить для Cu (Хантингтон) $S_f^v \approx 1,47k$ и $S_f^i \approx 0,8k$ без учета изменения собственной ...

. Следовательно, для Cu приближенная теоретическая оценка дает $c_e^v \approx 10^{-4}$ и $c_e^i \approx 10^{-???}$.

б) Экспериментальное определение E_f , ΔV_f и C_e . Различают два типа:

Эксперименты, проведенные в равновесных условиях – одновременно определяют изменения постоянной решетки Δa и линейные изменения Δl образца.

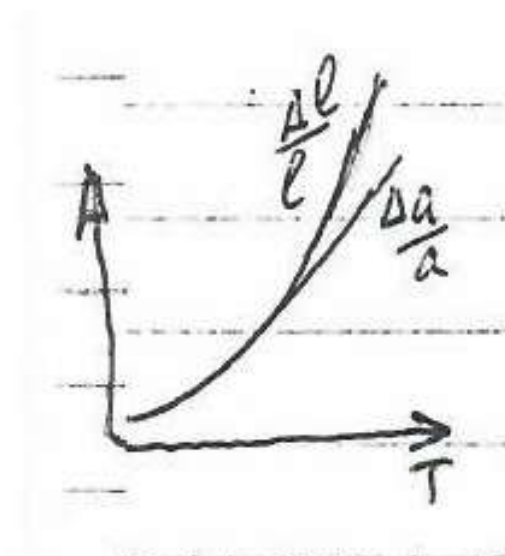


Рис.2.1.

$$c_e = \frac{n}{N} = \pm 3 \left(\frac{\Delta l}{l} - \frac{\Delta a}{a} \right) \quad (2.3)$$

Симонс и Балуффи для Cu : $E_f^v = 1,17 \pm 0,11$ и $S_f^v = 1,5k$; Лариков и Усов $Ni-Fe$ можно также изучить $C_p(T)$ и $\rho(T)$ в области $T \rightarrow T_m$ (однако, необходимо учесть ненадёжность экстраполяции решеточной части $C_p(T)$ и $\rho(T)$).

Эксперименты с неравновесными точечными дефектами – наибольшее развитие получили закалочные эксперименты, а также деформация и облучение

$$\alpha = \frac{\Delta V_f^v}{V_A} = \frac{\Delta V N_A E_f^v}{V Q}, \quad (2.4.)$$

где N_A – число Авогадро;

$\frac{\Delta V}{V}$ и Q – изменения объема и теплосодержания при отжиге избыточных вакансий.

Лариков для Cu $\frac{\Delta V_f^v}{V_A} \approx 0,6$ (0,7 для Fe и Ni).

2.3. Энергия активации и активационный объем миграции дефектов

Рассматриваются обычно в рамках теории абсолютных скоростей реакции.

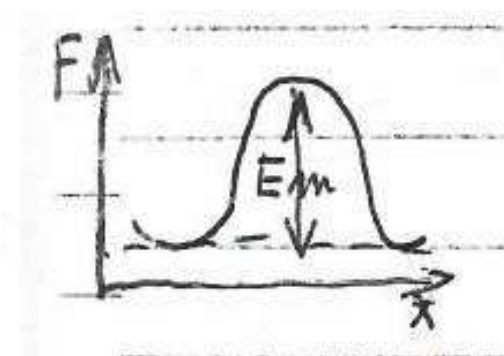


Рис.2.2.

E_m представляет собой разницу в потенциальной энергии между равновесной конфигурацией и конфигурацией, соответствующей Теоретические оценки Зейтца и Хантингтона для Cu $E_m^v \approx 1$ эВ и ...;

$$\Delta V_m = -RT \left(\frac{\partial \ln c}{\partial P} \right)_T \simeq \frac{RT}{P_2 - P_1} \ln \frac{c_2}{c_1}; \quad \frac{\Delta V_m^v}{V_A} \geq 0,5; \quad \frac{\Delta V_m^i}{V_A} \leq 0,3.$$

2.4. Влияние точечных дефектов на свойства металлов

Невелико на теплосодержание H и объем V , однако заметное изменение кажущейся теплоемкости ... и $\left(\frac{d\Delta V}{dT} \right)_p$, в области температур отжига точечных дефектов. Сильное влияние на низкотемпературную теплопроводность и электропроводность.

Лекция 3

Изменения свойств металлов при образовании дислокаций

3.1. Классификации линейных дефектов – малые в двух измерениях (протяженные).

А. Дефекты с замкнутым контуром Бюргерса – цепочки точечных дефектов неустойчивы. Могут двигаться лишь неконсервативно (с переносом массы рассыпаются на отдельные точечные дефекты или их комплексы).

Б. Дефекты с незамкнутым контуром Бюргерса – устойчивые.

а) Дислокации (носители трансляционной деформации): полные – вектор Бюргерса равен или кратен (сверхдислокации) межатомному расстоянию; в зависимости от направления вектора Бюргерса к дислокации различают краевые (\rightarrow) и винтовые (\uparrow) дислокации. Реально скользящие петли дислокаций – с переменным направлением вектора Бюргерса. Скольжение дислокаций в определенных кристаллографических плоскостях (плоскости скольжения) происходит консервативно (без переноса массы), причем для винтовых компонент наблюдается поперечное скольжение. Призматические петли дислокаций (внедрения и вычитания) перемещаются неконсервативно – путем эмиссии и поглощения точечных дефектов. Граничные дислокации – собственные и эпитаксиальные.

Частичные дислокации – вектор Бюргерса составляет долю межатомного расстояния. Расщепленные дислокации: дефект упаковки ограничен частичными дислокациями.

Сидячие дислокации – частичные дислокации не способные к скольжению.

б) Дисклинации (носители ротационной деформации) – предусмотрены умозрительно еще в работе Вольтера, но экспериментальное их исследование начато недавно. Дисклинации

могут существовать лишь в комплексе с дислокациями. Вдоль дисклинии переменная величина вектора Бюргерса (полный вектор Бюргерса \vec{B} и вектор Франка Ω).

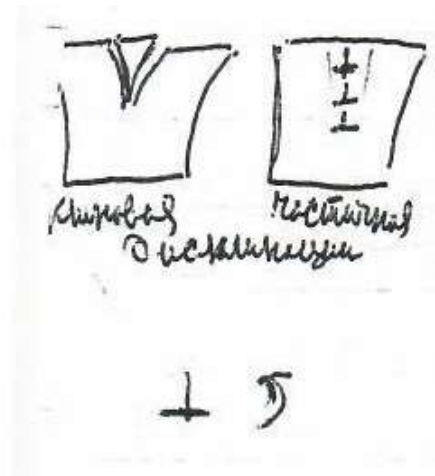


Рис.3.1.

3.2. Упругие и неупругие свойства дислокаций

Реальное строение дислокации дискретное (атомное), однако многие свойства дислокаций можно описать с помощью приближения упругого континуума (континуальная теория) (прообраз: теория Дебая → Грюнайзен → Лейберрид ← теория Борна-Оппенгеймера). К идеально упругому телу применим Закон Гука $\sigma = M\varepsilon$, где M – тензор четвертого ранга коэффициентов упругости (→ E модуль Юнга или → G модуль сдвига) учет ангармонических эффектов приводит к зависимости: $\eta = \frac{1}{M_0} - \frac{\partial M}{\partial T}$; в кристалле без дефектов $\frac{\eta}{\alpha} = \text{const} \approx 40$, где α – коэффициент термического расширения. В кристалле, содержащем подвижные отрезки дислокаций AB , закрепленные на концах, наблюдается дополнительная деформация $\Delta\varepsilon$ за счет дефекта модуля ΔM $\sigma = (M + \Delta M)(\varepsilon + \Delta\varepsilon)$ или $\frac{\Delta M}{M} = -\frac{\Delta\varepsilon}{\varepsilon + \Delta\varepsilon}$.

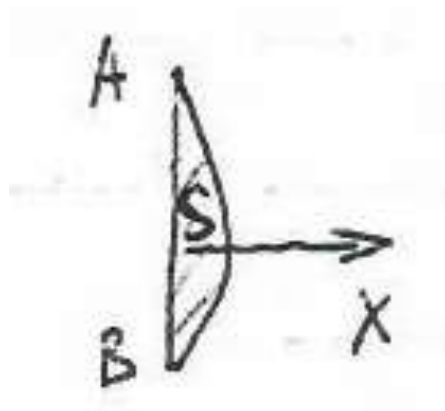


Рис.3.2.

Если в единице объема имеется N дислокаций случайно распределенных по разным системам и каждая при деформации проходит площадь S , то $\Delta\varepsilon = N S b$; тогда $-\frac{\Delta M}{M} \approx \frac{\Delta\varepsilon}{\varepsilon} = \frac{N l^3}{20}$.

В отожденном монокристалле отрезки AB являются звеньями сетки Франка и $N l^3 \approx 1$ и $\Delta M \approx 5\%$. После легкой деформации и полигонизации $N l^3 \approx \frac{l}{x}$, где x – расстояние между дислокациями

$\Delta M \approx 20 \div 30\%$. В реальных металлических кристаллах учитывается модель «стандартного неупругого тела» $\sigma + \tau_1 \dot{\sigma} = M(\varepsilon + \tau_2 \dot{\varepsilon})$, где τ_1 и τ_2 – время релаксации. Если нагрузка изменяется периодически $\sigma = \sigma_0 \exp(i\omega t)$, где ω – круговая частота. Внутреннее трение

$$\operatorname{tg} \varphi = \frac{\omega \Delta \tau}{1 + \omega^2 \tau^2}, \text{ где } \tau = \sqrt{\tau_1 \tau_2} \text{ и } \Delta \tau = \tau_2 - \tau_1. (\operatorname{tg} \varphi)_{\max} = \frac{1}{2} \frac{\Delta \tau}{\tau} = \frac{1}{2} \frac{\Delta M}{M} \text{ при}$$

малом угле φ сдвига фаз добротность системы $Q^{-1} = \sin \varphi = \frac{1}{2\pi} \frac{\Delta \omega}{\omega}$, где

$\Delta \omega$ – диссипация энергии; "логарифмический декремент" $\delta = \pi \cdot Q^{-1}$.

$$\text{Температурная зависимость } Q^{-1} \cong \left(\frac{\Delta \tau}{\tau} \right) \frac{1}{\omega \tau_0} \exp \left(-\frac{\Delta H}{kT} \right).$$

3.3. Энергия деформации от дислокации – может быть получена в рамках простой модели упругого сплошного тела с изолированными дислокациями. Общую энергию деформации U можно найти,

интегрируя по всему объему кристалла половину произведения напряжения на деформацию в каждом участке кристалла. Проще, однако, рассчитать U как работу приложенных извне сил, необходимую для создания дислокации в кристалле:

по Коттреллу:

$$U_{кр} \cong \frac{Gb^2}{4\pi(1-\nu)} \ln \frac{r_1}{r_0} \quad \text{и} \quad U_{\epsilon} \cong \frac{Gb^2}{4\pi} \ln \frac{r_1}{r_0};$$

где G – модуль сдвига;

ν – коэффициент Пуассона;

r_0 – радиус ядра дислокации;

r_1 – радиус кристалла, содержащего дислокацию.

3.4. Энергия ядра дислокации – "плохой материал", так как деформации в ядре дислокации превышают область упругой деформации (Гук).

Брэгг, исходя из того, что U ядра не может превышать $\Delta H_{пл} \rightarrow$ для $Cu = 1 \text{ эВ}$.

Хантингтон, рассчитав энергию электростатического взаимодействия для $NaCl = 0,5$. Оценочно $U_{ядра} \cong 0,1 U_{упругое}$

3.5. Изменение объема кристалла при образовании дислокаций

Линейная теория упругости неэффективна ($\Delta V_{внут} = 0$, остается ядро ...).

C. Zener (1942) – показал значение ... для возникновения ΔV за счет внутренних напряжений (в классической механике $\Delta V = 0$ для внутренних напряжений).

А. Seeger (1956) – создал микроскопическую теорию объемных изменений для единичной винтовой дислокации $\frac{\Delta V_{\text{вк}}}{V_A} = 0,75$ на объемную плоскость $\frac{\Delta V_{\text{кр}}}{V_A} = 1,5$.

Ю. Корнюшин – показал, что изменение объема кристалла описывается формулами с такой же структурой, как и энергия $\Delta V = M_{II,III} \cdot b^2 \ln \frac{r_1}{r_0}$, где $M_{II,III}$ – набор модулей упругости кристалла второго и третьего порядка.

Р. Коттерил и ... численные расчеты дают оценку $\Delta V_{\text{ядра}} = 0,1 \Delta V_{\text{упругое}}$.

3.6. Изменение других физико-химических свойств (кроме Q^{-1} , ΔH и ΔV).

а) остаточное электросопротивление (ρ_0):

по теоретическим расчетам для $Cu = N \cdot 0,3 \cdot 10^{-14} \text{ мкОм} \cdot \text{см}$ для винтовых дислокаций $N_{\parallel} \cdot 4 \cdot 10^{-14}$ и $N_{\perp} \cdot 1,3 \cdot 10^{-14} \text{ мкОм} \cdot \text{см}$ для краевых дислокаций в направлениях параллельных и перпендикулярных дислокациям.

б) низкотемпературная теплопроводность: $\chi_{\text{общ}} = \chi_l + \chi_{\phi}$ и $\frac{1}{\chi_l} = \frac{\rho_0}{lT} + BT^2$. Часть теплосопротивления $\frac{\rho_0}{lT}$ обусловлена рассеянием на дефектах и примесях; часть теплосопротивления BT^2 обусловлена ... для Cu $B = 2,55 \cdot 10^{-5} \text{ см} / \text{град} \cdot \text{Вт}$.

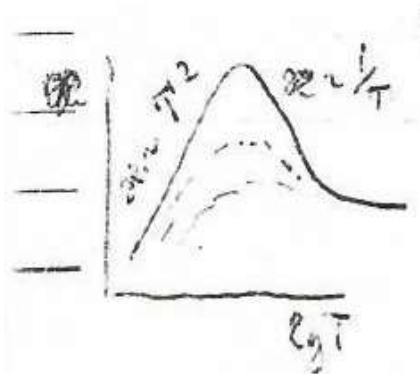


Рис.3.3.

в) Ядерный магнитный резонанс (ЯМР): в накопленной *Cu* (опилки) резонансное поглощение на 50–60% меньше, чем в тщательно отожженной. Оценка дает 10^{11} см^{-2} дислокаций в накопленной меди и 10^7 см^{-2} в отожженной.

г) Магнитные свойства ферромагнетиков: наибольшее изменение при деформации коэрцитивной силы H_c . Вицена предложил $H_c = (\sqrt{N_1}/2M_5)(\delta/L)R\sqrt{\ln(L(\delta))}$.

Лекция 4

Взаимодействие точечных и линейных дефектов

Свойства металлов определяются не наличием отдельных дефектов кристаллической структуры и даже не простой суммой одного типа дефектов, а результирующим действием совокупности дефектов.

4.1. Взаимодействие точечных дефектов между собой:

При взаимодействии дефектов, даже однотипных, могут возникать довольно сложные комплексы, в которых теряется индивидуальность отдельных дефектов.

а) образование комплексов: первый тип комплексов из вакансии и междоузельного атома (пары Френкеля).

(из Лекц. 2)

Пары Френкеля – образуются при переходе атома из узла кристаллической решетки в междоузлие. Различают:

Ближние пары Френкеля – при облучении электронами с энергией близкой к пороговой. Рекомбинация не требует преодоления энергетического барьера.

Дальние пары Френкеля – вероятность прямой рекомбинации мала. Возникают при облучении частицами с высокой энергией. Символ

Сейчас рассмотрим взаимодействие однотипных точечных дефектов. Простейший пример дивакансия – пара вакансий с энергией образования, $E_f^{2v} = 2E_f^v + B^v$, где B^v – энергия взаимодействия; если, $B^v > 0$, то $E_f^{2v} < 2E_f^v$ и спонтанное образование дивакансий возможно. Экспериментальные исследования показали, что $B \sim 0,1\varepsilon B$, т.е. дивакансии образуются, но часто распадаются, особенно при очень высоких температурах. Подвижность дивакансий больше, чем

отдельных вакансий, т.е. $E_m^{2v} < E_m^v$. Поэтому их роль в процессах массопереноса при невысоких температурах заметна.

Пара междоузельных атомов (димеры) может существовать в различных конфигурациях. Однако, во всех случаях, $E_f^{2i} < 2E_f^i$ и $B^i > 0$, причем, $B^i > B^v$, но $E_m^{2i} > E_m^i$, т.е. пары образуются чаще, чем дивакансии, но подвижность пар междоузельных атомов меньше. Тривакансии, тетравакансии и другие более сложные комплексы характеризуются более низкой энергией взаимодействия и меньшей подвижностью, чем дивакансии. Поэтому они возникают кратковременно лишь как промежуточные стадии образования микропор и петель дислокаций. Возможны и комплексы с примесными атомами.

б) образование микропор – скопление (кластеры) вакансий переходят в субмикропоры. Здесь уже отсутствует релаксация атомов и электронов вокруг дефекта (т.к. силы межатомного взаимодействия очень короткодействующие, а изменение объема за счет удаления атома из узла и перенесения его на поверхность остается. Следовательно, при образовании субмикропор объем кристалла увеличивается, а внутренняя энергия уменьшается (за счет сведения суммы энергии дефектов к поверхностной энергии) микропоры являются результатом роста субмикропор путем присоединения вакансий. В принципе они могут вырасти до крупных пор.

в) образование петель дислокаций – развиваются из плоских скоплений точечных дефектов, например, путем схлопывания диска вакансий. Это является случаем возникновения линейного дефекта из точечных. В отличие от скользящих, такие петли называются призматическими (внедрения и вычитания).

Если призматические петли внедрения (обладают повышенной подвижностью) являются единственным результатом комплексации междоузельных атомов, то при комплексации вакансий могут возникать не только призматические петли вычитания, но и субмикропоры. Вклад последних больше в менее чистых металлах.

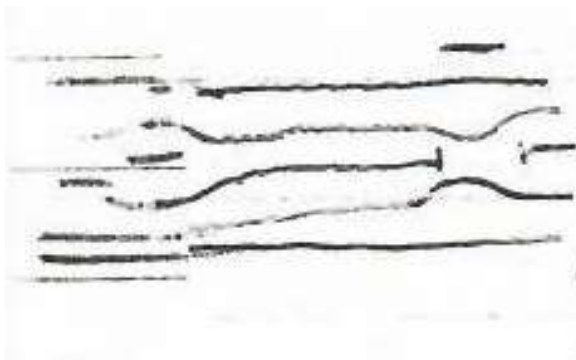


Рис.4.1.

г) взаимодействие структурных точечных дефектов с примесными
– при ... количество пар «вакансия – атом примеси»

$$n \approx kn_0c_n \exp\left(-\frac{B^{nv}}{kT}\right), \quad (4.1)$$

где k – координационное число для данной решетки (12 для ГКЦ или 8 для ОЦК);

n_0 – количество вакансий;

c_n – концентрация примесных атомов;

B^{nv} – энергия взаимодействия «вакансия – атом примеси».

Таблица 4.1.

основа	примесь	тип	B^{nv} , эВ	c_n
Au	Ag		0,22	10^{-3}
Al	Mg	замещения	0,2	0,2
	Sn		0,4	
Fe	C	внедрения	0,4	

В очень чистых металлах более точно $n \approx kn_0(c_n - n)\exp\left(-\frac{B^{nv}}{kT}\right)$.

При наличии избыточных (неравновесных) вакансий диффузионная подвижность примесных атомов возрастает, [т.к. $D_{ef}^n = c_n^v \cdot \exp\left(-\frac{E_m^v}{kT}\right) = c_n^v \gg c_e^v$], а вакансий снижается.

Примесные атомы являются ловушками для междоузельных атомов. При низких температурах возникают смешанные гантели. Особый случай взаимодействие примесей внедрения с вакансиями – возникают метастабильные твердые растворы замещения за счет перехода примесей в вакантные узлы (...).

Например, при облучении электронами (при низкой температуре) Fe–C закаленного от высокой температуры внутреннее трение свидетельствует о постепенном уходе углерода из твердого раствора внедрения (со скоростью соответствующей диффузии углерода). Электронная микроскопия показывает, что при этом не возникает промежуточного карбида. Калориметрически установлено, что энергия связи «вакансия – ... превышает энергию связи в промежуточной карбидной фазе (~... эВ), поэтому при достаточно высокой температуре углерод, освободившись вакансии, выделяется прямо в фазу Fe_3C с решеткой цемента.

д) образование микропузырей – при наличии в междоузлиях примесей газов и избыточных вакансий они переходят в узлы и образуют псевдосплав замещения. Дальнейшее присоединение вакансий к комплексу приводит к образованию субмикропузырьков, в которых выделяется газ и возникает высокое давление. Последнее стимулирует рост до размера микропузыря.

4.2. Взаимодействие дислокаций с точечными дефектами – очень многообразные и всегда имеют место в реальных кристаллах металлов.

а) дислокации сток и источник точечных дефектов:
 взаимодействие дислокаций с точечными структурными дефектами происходит посредством порогов на дислокациях.

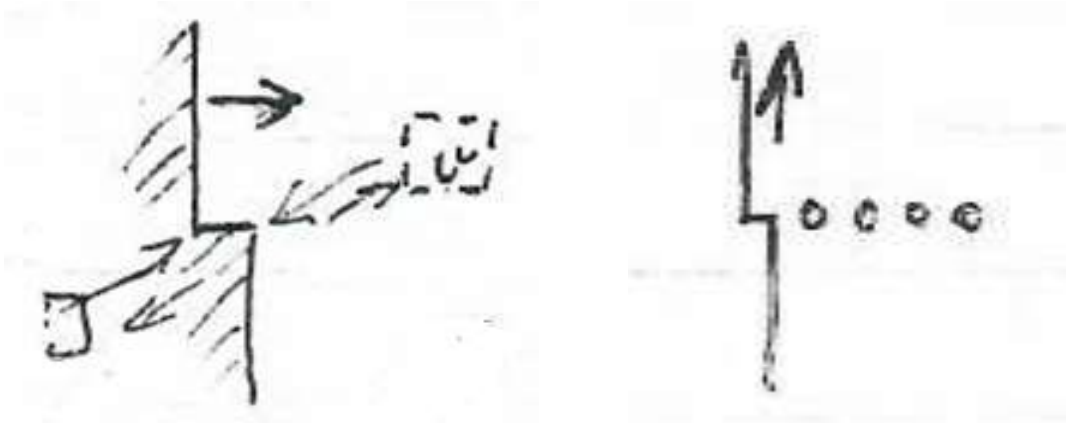


Рис.4.2.

Краевая дислокация является стоком для избыточных точечных дефектов. При этом происходит переползание – неконсервативное перемещение дислокации на другую плоскость скольжения со скоростью:

$$v = \frac{D}{kT} c_\gamma F b = \frac{D F b}{kT} \exp\left(-\frac{E_j}{kT}\right), \quad (4.2)$$

где c_γ – концентрация порогов;

E_j – энергия их образования ~ 1 эВ;

F – сила на единицу длины дислокации (N.F. Mott, 199...).

Перемещение винтовой дислокации с порогом приводит к образованию точечных дефектов при малых напряжениях σ (и малых скоростях v) генерируются вакансии; междоузельные атомы образуются при больших v и больших напряжениях σ .

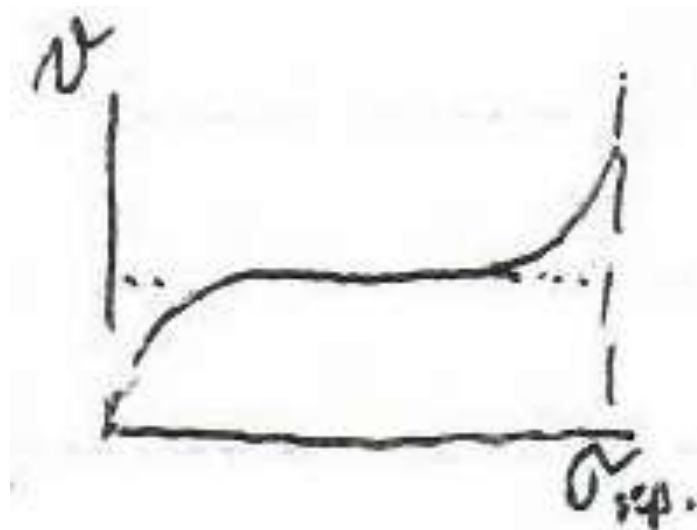


Рис.4.3.

б) взаимодействие дислокаций с примесными атомами: вокруг краевой дислокации возникает атмосфера Коттрелла. На ядре концентрация

Таблица 4.2.

основа	примесь	тип	$U_B, \text{эВ}$	S, K
<i>Cu</i>	<i>Si</i>	замещение	$0,16 \pm 0,02$	$3,0 \pm 0,4$
	<i>Ge</i>		$0,22 \pm 0,05$	$2,0 \pm 0,9$
	<i>Sn</i>		$0,40 \pm 0,10$	$-0,2 \pm 1,5$

Согласно линейной теории упругости, винтовые дислокации должны взаимодействовать лишь с примесями внедрения (касательная компонента напряжений). В рамках нелинейной теории упругости они взаимодействуют и с другими.

4.3. Взаимодействие дислокаций между собой – многогранно.

а) упругое взаимодействие дислокаций – в общем случае описать трудно. Между параллельными винтовыми дислокациями $F = \pm \frac{Gb^2}{2\pi r}$ (знак определяется видом дислокации). $U_b = \frac{Gb^2}{2\pi} \ln \frac{r}{r_0}$ пара ∂ противоположных знаков (дислокационный диполь).

Дислокационные диполи (сжатия или растяжения в зависимости от знака дислокации внутренней области) образуют и краевые дислокации.

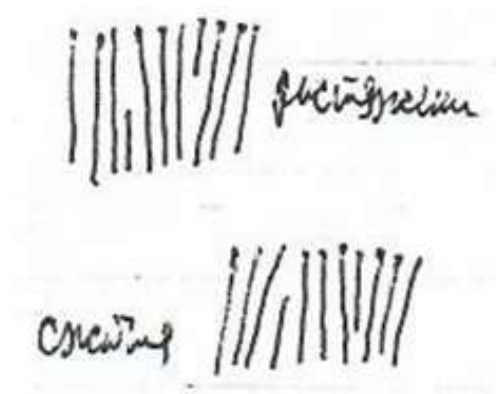


Рис.4.4.

б) взаимодействие дислокации со свободной поверхностью (силы изображения). Дислокация винтовая будет притягиваться к своему изображению $F = -\frac{Gb^2}{2\pi l}$, где l – расстояние дислокации от свободной поверхности.

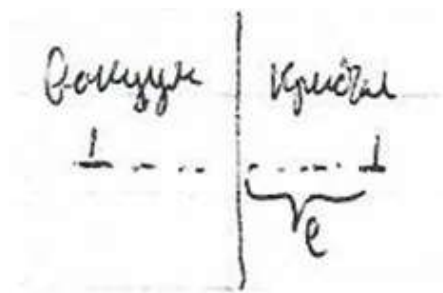


Рис.4.5.

в) расщепление полных дислокаций на частичные – выражено в тем большей степени, чем ниже энергия дефекта упаковки. Низкой энергией дефекта упаковки обладают: ст.18-8, α -латунь, Ag ; средней $\gamma_{\text{эду}}$: Cu, Ni, Fe , высокой $\gamma_{\text{эду}}$: W, Mo, Al, Cr .

4.4. Закрепление дислокаций – объясняет низкую пластичность литых металлов и сильно деформированных заготовок; необходимо для образования источников.

а) закрепление примесями: особенно эффективны примеси внедрения и дисперсные частицы.

б) закрепление другими дислокациями: дислокации создают «барьеры» для движения других дислокаций. Наиболее слабые барьеры создают дислокации «леса». Более сильный барьер – сидячие дислокации.

Лекция 5

Машинные методы моделирования дефектов и их взаимодействия

Машинное моделирование как один из методов познания широко входит в практику научного эксперимента. Под моделированием понимают построение и изучение моделей с целью получения новых знаний об объектах. Изучение какого-либо явления на его модели можно рассматривать как особый вид эксперимента – "модельный эксперимент". Одним из его видов является машинный эксперимент, когда вместо реального исследования объекта проигрывают алгоритм его функционирования на ЭЦВМ.

5.1. Моделирование образования дефектов – существенные успехи достигнуты при машинном моделировании процессов образования радиационных дефектов, причем в ряде случаев удавалось моделировать образование радиационных дефектов на атомном уровне. В динамическом методе расчета рассматривают систему из N частиц, используя $3N$ классических дифференциальных уравнений движения, решаемых с помощью принятого потенциала двойного взаимодействия. В расчетах методом Монте-Карло случайно выбирают направления и энергию столкновений, а затем усредняют статистически результаты расчета пробегов, длин траекторий или глубин проникновения.

5.2. Моделирование атомных конфигураций дефектов и расчет энергетических характеристик – машинное моделирование – уникальное средство для изучения индивидуальных состояний атомных конфигураций и их преобразования на атомном уровне. Вариационный метод применяется для определения равновесной

конфигурации атомов, соответствующей атомному дефекту (вакансии, междоузельного атома). При этом, каждая отдельная частица считается подвижной, в то время, как остальные – фиксированными в самосогласованном итерационном процессе. Рассчитывались, также, конфигурации ядра дислокаций.

При расчете энергетических характеристик точечных дефектов вариационный метод позволяет оценить энергию релаксации W_r в непосредственной близости к дефекту, где упругое приближение неприемлемо.

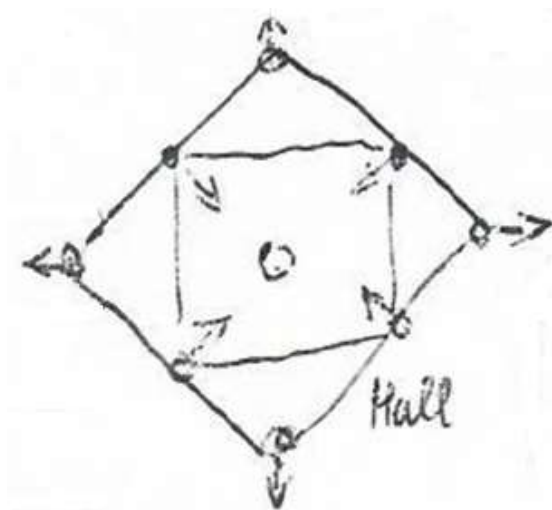


Рис.5.1.

5.3. Моделирование взаимодействия дефектов – расчеты показали, что две вакансии притягиваются друг к другу на расстояниях, меньших 7 \AA , а на больших расстояниях в заметной форме не взаимодействуют; тривакансия существует в виде трех вакансий, разделенных поровну между четырьмя атомными позициями, занимающими вершины тетраэдра, в середине которого находится дислоцированный атом, ближняя пара Френкеля (до 5 межатомных расстояний) рекомбинирует на больших расстояниях эти дефекты практически изолированы.

Машинная модель Формена и Мейкина (1966 год) рассматривает упрочнение кристалла за счет барьерного взаимодействия движущейся

дислокации с препятствиями. Эти препятствия предварительно с помощью генератора случайных величин хаотически размещаются в плоскости скольжения. На препятствии дислокация закрепляется и изгибается между соседними парами барьеров. При этом в программе учтено, что для тех барьеров, для которых при заданном напряжении угол между плечами дислокации у препятствия (φ) меньше критического угла (φ_c), закрепления не возникает и дислокация срывается с препятствия. Критические углы φ_c для разного рода дефектов неодинаковы: для очень слабых дефектов $\varphi_c \rightarrow \pi$, в то время, как для бесконечно мощных дефектов $\varphi_c \rightarrow 0$. По мере увеличения приложенного напряжения (напряжение повышают дискретно) дислокация перемещается до тех пор, пока ею не оказывается преодоленной вся совокупность барьеров; наименьшее значение приложенного напряжения необходимого для этой цели принимается за критическое напряжение сдвига τ_s . Машинные эксперименты Формена и Мейкина позволяют определить зависимость этого критического напряжения от вида дефектов кристалла. Модель была применена, в частности, для рассмотрения движения дислокации через смесь из двух видов препятствий или через произвольное расположение дислокационных петель.

А.А. Предводителев и Г.И. Ничуговский рассмотрели в рамках машинной модели Формена-Мейкина движение скользящих дислокаций через дислокационный «лес».

5.4. Анализ путей миграции дефектов – миграция вакансий и дивакансий в упорядоченных сплавах изучали методом Монте-Карло.

5.5. Моделирование процессов перестройки дефектных структур

а) *атермическая рекомбинация дефектов* – происходит при очень низких температурах в зоне действия каскада столкновений; рассматривается обычными методами машинного моделирования.

б) *термически активируемая перестройка дефектов* – происходит при повышенных температурах и на значительных, с атомной точки зрения, расстояниях; требует нового подхода.

Простая модель П. и Т. Эренфест, предложенная еще в 1904 году, позволяет рассмотреть, например, диффузию точечных дефектов. Рассмотрим два ящика, первый из которых содержит N занумерованных шаров, а второй пустой. Кроме того, во вращающемся цилиндре имеется N билетов, на каждом из которых нанесен номер от 1 до N . Периодически цилиндр останавливается, мы вытягиваем один из билетов и перекладываем шар, номер которого соответствует билету из ящика, в котором он находится в другой, затем возвращаем билет в цилиндр и снова закручиваем цилиндр. Эту процедуру повторяем много раз. Первым ходом, естественно будет переход некоторого шара из полного ящика в пустой. Затем, по мере его опорожнения все чаще будут наблюдаться и обратные переходы. Хотя вытягивание билетов и независимы, количество шаров в первом ящике в последовательные моменты времени не являются независимыми. Они связаны определенной зависимостью, которую математики называют Марковской цепью. Среднее значение числа шаров в первом ящике, экспоненциально убывая, стремится к $\frac{N}{2}$, что вполне согласуется со вторым законом термодинамики. С другой стороны, существует вероятность 1, что в конце концов все шары снова окажутся в первом ящике, а это вполне удовлетворяет теореме Пуанкаре для динамических систем. Для осуществления указанной вероятности, однако, потребуется 2^N процедур.

С помощью ЭЦВМ эта модель была реализована для $N = 2^{14} = 16384$ процедур. Генератор случайных чисел заменил цилиндр с билетами, а каждый «прогон» состоял из 200.000 вытягиваний, что занимало меньше 2 минут. Число шаров в первом «ящике» регистрировалось после каждых 1000 вытягиваний. На графике изображен машинный результат моделирования. Число шаров сначала падает по экспоненте, однако далее кривая колеблется около равновесного положения. Таким образом, между термодинамическим и кинетическим подходом нет никакого противоречия, если учесть вероятностный характер второго закона термодинамики.



Рис.5.2.

Трудности классического подхода заключаются как в ограниченном размере ячейки (от 450 до 10000 атомов), так и с «медленностью» активируемых процессов по сравнению с частотой атомных колебаний. Для современных ЭЦВМ ни объем оперативной памяти, ни быстродействия недостаточны для рассмотрения процессов залечивания дефектов на атомарном уровне.

Подход Биллера и Дорана – они провели машинные эксперименты по моделированию термического отжига дефектов радиационного происхождения с использованием моделей, в которых агрегаты

дефектов рассматривались в континуальной среде. Методом Монте-Карло они моделировали движение дефектов путем коррелированных случайных блужданий в ОЦК решетке с помощью таблиц вероятностей скачков дефектов.

Дальнейшее развитие гибридных моделей – существующие методы моделирования полностью могут применяться на основе континуальных моделей, рассматривая вместо динамики атомов, динамику дефектов. Это позволяет рассматривать такие системы дефектов по размеру, которые могут охарактеризовать изменения структуры материала в целом.

Моделирование рекомбинации дислокаций противоположных знаков. Изучалось поведение ансамбля хаотически распределенных дислокаций в кристалле, свободном от внешних упругих напряжений. В простейшем варианте предполагается, что дислокации расположены параллельно друг к другу и обладают векторами Бюргерса двух знаков. Перемещение дислокаций происходит путем случайных блужданий. Взаимодействие дислокаций учитывается на «контактном» уровне. Две дислокации разных знаков могут аннигилировать, две дислокации одного знака могут располагаться одна над другой, образуя участок дислокационной стенки. В следующем варианте модели вводится закон упругого взаимодействия дислокаций между собой. Скорость дислокаций предполагается зависящей от действующей силы по логарифмическому закону.

Моделирование заживления дефектов в процессе рекристаллизации – методом Монте-Карло. Модель двумерной рекристаллизации реализуется с помощью ЭЦВМ. Генератор случайных чисел задает координаты потенциальных мест образования центров рекристаллизации и момент начала их роста с постоянной скоростью G . Этот рост прекращается при столкновении соседних центров. Анализ кинетики производится при различных значениях $\dot{N}/G\rho_n$, где \dot{N} – скорость образования центров.

5.6. Особенности применения ЭЦВМ и АВМ

ЭЦВМ применяют, как для машинного моделирования дефектов и их взаимодействия, так и для численного решения больших систем уравнений кинетики процесса.

АВМ применяют для быстрого решения систем уравнений, полученных при использовании схемы аппроксимации процессов залечивания дефектов методами теории кинетики химических реакций, применяют так же для учета влияния примесей на кинетику залечивания точечных дефектов.

Лекция 6

Механические свойства идеального, совершенного и несовершенного кристаллов

6.1. Механические свойства идеального кристалла.

Прочность идеального кристалла, в первом приближении, определяется прочностью связи между ближайшими соседями. Энергия связи была первоначально рассчитана для ионных кристаллов (М. Борн 1915 год). Это позволило оценить теоретическую прочность (для NaCl она составляет $\sim 200 \text{ кг/мм}^2$).

Предел текучести в этой модели совпадает с пределом упругости и прочности.

Расчет энергии связи в металлических кристаллах весьма трудная задача. Поэтому Я.И. Френкель предложил оценивать теоретическую прочность металлов как некоторую долю модуля сдвига Так как испытания, обычно, не ..., то в настоящее время принимают, что теоретическое разрушающее напряжение составляет $E/10$, где E – модуль Юнга. Для металлов такое соотношение, по-видимому, справедливо (см. таблицу 6.1). Для других материалов, однако, такую оценку следует считать упрощенной. Так, нитевидные кристаллы SiO_2 имеют прочность при растяжении, 2500 кг/мм^2 , что составляет $E/2$?

6.2. Механические свойства совершенного кристалла.

Кратковременная прочность совершенного кристалла не отличается существенно от прочности идеального кристалла. Длительная прочность совершенного кристалла, при относительно высоких температурах (близких к $T_{пл.}$) значительно ниже прочности идеального кристалла (за счет ползучести). К совершенным кристаллам приближаются некоторые типы нитевидных

микрокристаллов («усы»). («Усы» нельзя отнести полностью к совершенным кристаллам из-за отсутствия равновесной огранки и наличия хотя бы одной «ростовой» дислокации).

Прочность нитевидных кристаллов железа с ориентировкой [111] приближается к 1200 кгс/мм^2 (в одном случае 1340 кгс/мм^2 получено Бренером). Кривая «напряжение-деформация» характеризуется очень большим упругим участком. Упругая деформация превышает 4,5 % (до 2 % соблюдается Закон Гука). Вслед за большой упругой деформацией наступает мгновенное разрушение, без остаточной пластической деформации (например, в Fe-усах).

6.3. Механические свойства несовершенных кристаллов.

Кратковременная и длительная прочность реальных кристаллов меняются в широких пределах и весьма существенно зависят от типа, плотности и распределения дефектов решетки (роль вторичной структуры).

В 1920 был обнаружен эффект Иоффе А.Ф. – при испытании механических свойств кристаллов каменной соли в насыщенном растворе соли прочность достигла 180 кг/мм^2 (против $0,5 \text{ кг/мм}^2$ на воздухе). Объяснение этого эффекта – растворение наиболее дефектного слоя поверхности.

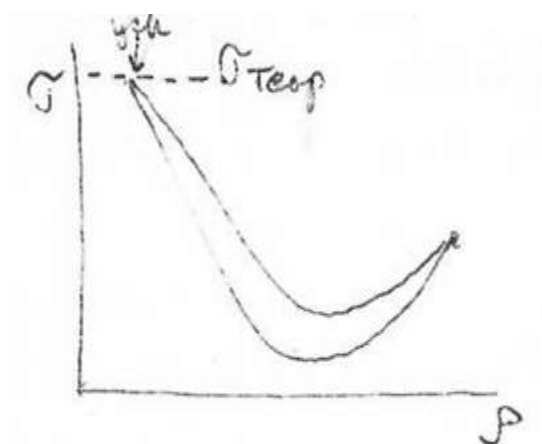


Рис.6.1.

Некоторые нитевидные кристаллы способны пластически деформироваться. В таких кристаллах (например, Cu, Sn) наблюдается «зуб текучести». ... значительной упругой деформации ($\sim 1\%$, но все же меньшей, чем в усах которые разрушаются).

Наблюдается резкое падение напряжений до величины $G/10$ и пластическая деформация при постоянном напряжении, сопровождающаяся распространением вдоль нитевидных кристаллов полос скольжения, подобных полосам Чернова-Людерса.

Деформация в этих полосах колеблется от 1-2 до $\approx 100\%$. Оловянные усы, испытанные при изгибе, деформируются пластически путем резкого образования сбросов. Удлинение при течении часто проходит скачкообразно. Зуб текучести появляется вследствие необходимости возникновения источника дислокаций.

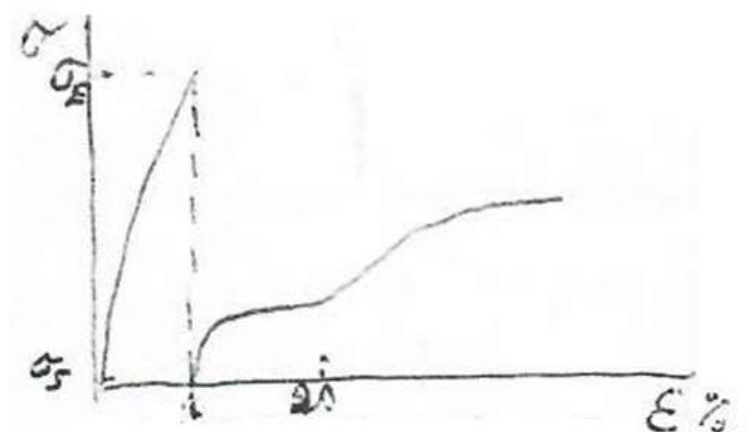


Рис.6.2.

При повышенных температурах металлические нитевидные кристаллы выдерживают значительные напряжения без текучести. Так Cu-усы выдерживают 50 кгс/мм^2 при 900°C , а Sn-усы $0,006 \text{ Е}$ при комнатной температуре. Наоборот предел текучести Si-усов падает в несколько раз при повышении температуры от 500 до 800°C . Кроме того Si-усы подвержены процессу старения. Обнаружено, что при деформации за зубом текучести большая часть первоначальной прочности восстанавливается после старения при 800°C . Поэтому

основной причиной высокого предела текучести в них является закрепление дислокаций на примесях.

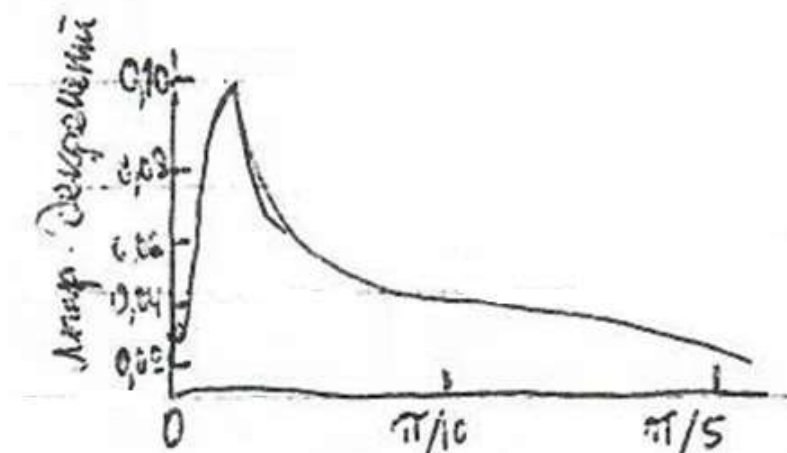


Рис.6.3.

Логарифмический декремент затухания нитевидных кристаллов Fe (30-50 мкм, ось $\langle 100 \rangle$) зависит от степени деформации кручением. Начальное увеличение плотности дислокации вызывает увеличение затухания, а затем дальнейшее увеличение плотности дислокаций, которое приводит к сокращению свободных длин петель дислокаций и к уменьшению затухания. Наконец длина петель приближается к величине порядка L_c и затухание становится амплитуднонезависимым.

Исследования упругих и неупругих свойств предварительно деформированных (...) нитевидных кристаллов Cu и Cu+0,5 % Fe (на стадии легкого скольжения) показали, что после деформации еще остаются подвижные дислокации. Поэтому в изотермических условиях наблюдается возврат Q^{-1} и ΔG . Различие в поведении $Q^{-1}(T)$ чистых и легированных Cu-усов указывает на то, что роль примесных атомов, несущественная на ранних стадиях возврата, возрастает при высоких температурах.

Таблица 6.1.

Металл	модули кгс/мм ²		теоретическая прочность кгс/мм ²				механические свойства кристаллов							
							массивных				нитевидных			
	E	G	$\frac{E}{10}$	$\frac{E}{20}$	$\frac{G}{2\pi}$	$\frac{G}{20}$	$\delta_E \%$	σ_E , кгс/мм ²	τ_S , кгс/мм ²	$\delta_E \%$	σ_E , кгс/мм ²	τ_S , кгс/мм ²	\varnothing , мк	
Fe		6100								6	1340	364	1,6	
Cu		4600			760	230		0,035		2,2	300	82	1,25	
Ag								0,04		3,1	176	72	3,8	
Sn								0,13		3			1,8	
Si										2	390		1	

6.4. Механические свойства аморфных сплавов (металлических стекол)

Железно-борные металлические стекла в виде ленты или проволоки обладают прочностью свыше 370 кгс/мм², в сочетании с хорошей вязкостью разрушения. Такие стекла перспективны как материал для усиления конструкций, особенно в связи с изотропностью прочностных свойств лент.

Титан – бериллий – циркониевые стекла также весьма прочны, обладая, в тоже время, наполовину меньшим удельным весом по сравнению со стеклами на основе железа [...].

Следует учесть, что прочность аморфных сплавов существенно зависит от наличия поверхностных дефектов. Обычное стекло имеет прочность ~ 5 кг/мм². Если, однако, поставить эксперимент таким образом, чтобы наибольшие напряжения достигались во внутренних областях, прочность стекла увеличивается до 700 кг/мм².

Лекция 7

Пластическая деформация скольжением

Основной механизм пластической деформации металлов. Возможность пластической деформации конструкции необходимо учитывать при проектировании (расчетные напряжения должны быть ниже предела текучести). Наоборот, при проектировании прокатных станов или других машин, осуществляющих пластическую деформацию как технологический прием необходимо проектировать рабочие усилия превышающие предел текучести.

Пластическая деформация металлов осуществляется, преимущественно, путем образования и скольжения дислокаций. Скользить вдоль определенных кристаллографических плоскостей, включающих направление вектора Бюргерса, могут как краевые, так и винтовые дислокации. Реально в металлических кристаллах генерируются и скользят петли дислокаций, состоящих из краевых и винтовых участков. В зависимости от подвижности этих участков (при данных условиях деформации) в деформированном кристалле будут оставаться либо винтовые, либо краевые дислокации.

7.1. Теория предела текучести – зависит от ряда факторов:

$$\tau_S^M \text{ или } \sigma_S^M = P + S + I + J + D \quad (7.1)$$

Сила Пайерлса (P) – сила трения в решетке:

$$\tau_p \cong \frac{2G}{1-\nu} \exp\left(-\frac{2\pi a}{(1-\nu)b}\right), \quad (7.2)$$

где a и b – постоянные решетки вдоль и \perp движению дислокации.

В плотноупакованных металлах $a = b$ и, приняв $\nu = 0,35$ получаем $\tau_p = 2 \cdot 10^{-4} G$. Однако, для мягких металлов (ГЦК и ГП вдоль базиса) $\tau_p \leq 10^{-5} G \leq 0,1 \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$. Для жестких металлов (ОЦК и ГП призма или пирамида) $\tau_p \geq 10^{-4} G \geq 1 \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$. Поэтому, роль силы Пайерлса остается неясной.

Общее поле напряжений от дислокаций (S):

$$\tau_s = \alpha Gb/x, \quad (7.3)$$

где $\alpha = 0,1 \div 0,2$;

x – длина сегмента движущейся дислокации (зависит от расстояния между точками закрепления).

Пики напряжений, связанные со сеткой дислокаций обратно пропорциональны размеру ячейки сетки. На более поздних стадиях τ_s возрастает за счет упрочнения.

Пересечение дислокаций (I):

$$\tau_i = \alpha Gb/x, \quad (7.4)$$

где $\alpha = 0,2 \div 0,3$,

x – длина ветвей пересекающихся дислокаций.

После пересечения дислокация движется быстрее до следующей встречи.

Образование порогов (J) – при пересечении дислокаций:

$$\tau_j = \frac{E_j}{x b d}, \quad (7.5)$$

где x – расстояние между порогами;

d – ширина зоны, в которой пересекающиеся дислокации еще не оторваны окончательно друг от друга.

Образование точечных дефектов (D) при неконсервативном движении порогов:

$$\tau_D = \frac{E_f}{xby}, \quad (7.6)$$

где E_f – энергия образования дефекта;

y – расстояние, на которое перемещается дислокация за время образования одного точечного дефекта.

В зависимости от типа порога и величины напряжения образуются вакансии или

Границы зерен и субзерен – ... показал, что в случае поликристалла

$$\tau_s^P = \tau_s^M + \tau_k \left(\frac{l}{L} \right)^{1/2}, \quad (7.7)$$

где L – размер зерна;

l – расстояние от источника до начала полосы скольжения.

Коэффициент $1/2$ для ОЦК металлов (для других типов решетки он может отличаться от этой величины).

Влияние температуры – члены **S** и **I** совершенно нечувствительны к температуре, а **P**, **J** и **D** могут иметь разную чувствительность к T , то кривая температурной зависимости должна состоять из разных участков даже для чистого металла. Зависимость **P**, **J** и **D** от температуры связана с тем обстоятельством, что дислокации могут преодолеть соответствующие энергетические барьеры при меньших величинах напряжения за счет термической активации.

Для мягких металлов слабая температурная зависимость τ_s , а для жестких металлов – сильная зависимость от температуры.



Рис 7.1.

7.2. Линии и полосы скольжения – поверхность металлического кристалла после пластической деформации при комнатной температуре оказывается покрытой одной или несколькими системами параллельных тонких линий, называемых линиями скольжения.

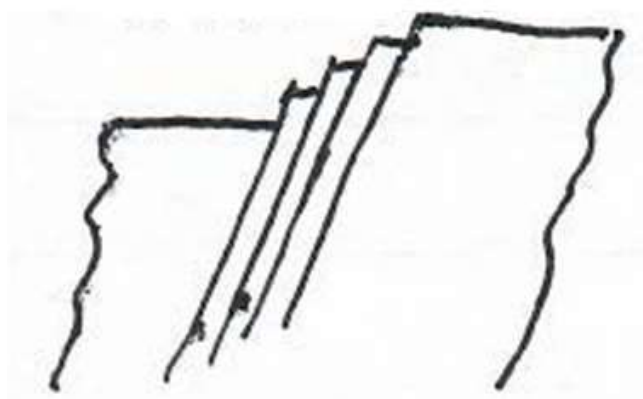


Рис.7.2.

Металлографически было установлено, что эти линии представляют собой ступеньки на поверхности, возникающие в результате микроскопических сдвиговых смещений вдоль характерных кристаллографических плоскостей скольжения в направлении скольжения (их комбинация – «система скольжения»).

Долгое время считалось, что скольжение происходит в единственной плоскости, так как в оптическом микроскопе линии

скольжения выглядели прямолинейными. Детальное изучение с помощью электронного микроскопа показало наличие некоторой нерегулярности скольжения вследствие поперечного скольжения винтовых компонент дислокаций. Сильная волнистость линий скольжения наблюдается иногда в металлах с ОЦК решеткой и в алюминии (ГЦК решетка, но высокая энергия дефектов упаковки).

Способность дислокаций к поперечному скольжению существенным образом зависит от степени их расщепления, которая в свою очередь определяется энергией дефектов упаковки: чем ниже последняя, тем в большей степени расщеплены дислокации и тем более высокое напряжение или температура необходимы для осуществления поперечного скольжения винтовых компонент.

По мере повышения температуры деформации тонкие линии скольжения начинают группироваться в толстые ясно выраженные полосы скольжения. При этом происходит переход от «тонкого скольжения» к «грубому скольжению», характеризующимся более высокой степенью локализации пластической деформации.

7.3. Полосы сдвига (shear bands) – при больших степенях деформации происходит локализация пластической деформации путем образования полос сдвига сильно разориентированных относительно матрицы. Образование полос сдвига связано с возникновением дислокаций.

7.4. Кристаллография скольжения.

В различных типах решетки наблюдаются различные системы скольжения. Однако, имеются и некоторые общие правила. Так, в кубических кристаллах направление скольжения соответствует направлению плотной упаковки.

В металлах с ГЦК решеткой плоскость скольжения является плоскостью плотной упаковки. В металлах с ГП решеткой это

выполняется лишь для базисного скольжения. ОЦК металлы имеют склонность к карандашному скольжению, т.е. скольжение происходит во многих плоскостях, содержащих направления $\langle 111 \rangle$.

Таблица 7.1.

Металл	Решетка	система скольжения
Al, Cu, Au, Ag, Ni	ГЦК	$\{111\} \langle 110 \rangle$
α Fe	ОЦК	$\{123\} \{112\}; \{110\} \langle 111 \rangle$
Cd, Zn, Mg, Re, α Ti, α Zr, Be	ГП	$(0001) \langle 11\bar{2}0 \rangle (10\bar{1}1); (10\bar{1}0)$ пр.
β -Sn	ОЦТ	$(100); (110) \langle 001 \rangle (100) \langle 011 \rangle (121); (10\bar{1}) \langle 101 \rangle$

Лекция 8

Пластическая деформация двойникованием

Наблюдается в некоторых металлах и сплавах в определенных условиях трудности эксплуатации материалов, в которых происходит двойникование.

8.1. Деформационные двойники и их образование – внезапный локализованный сдвиговый процесс, охватывающий небольшие, но четко ограниченные объемы внутри кристалла. При этом способе деформации в результате локализованного сдвига части исходной решетки образуется симметричная конфигурация, состоящая из участка исходной недеформированной решетки и деформированного участка, зеркально отображающего первый участок и находящегося по отношению к нему в новом, двойниковом соотношении. Плоскость, по отношению к которой выполняются условия зеркальной симметрии, называется плоскостью двойникования. Этот механизм деформации проявляется в условиях, затрудняющих скольжение.

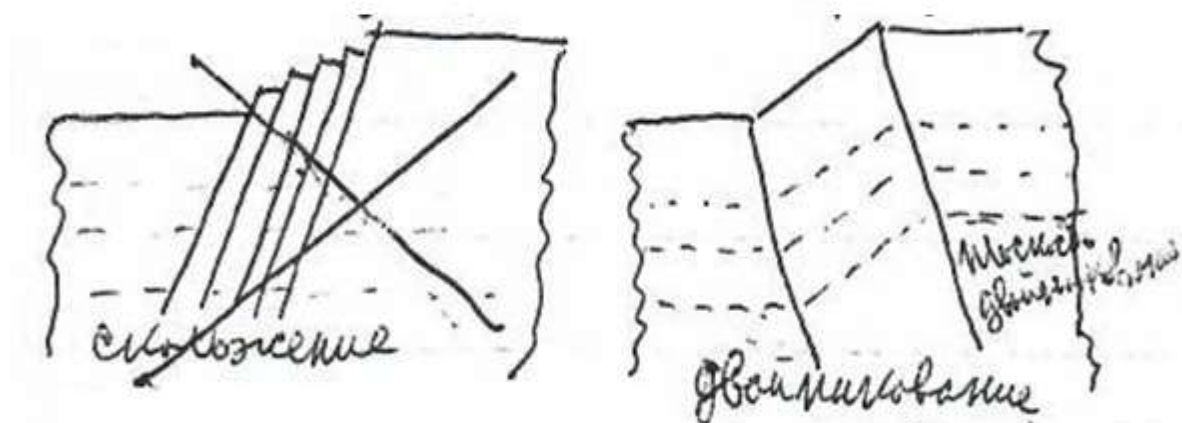


Рис.8.1.

8.2. Влияние температуры деформации – в ОЦК и ГПУ металлах предел текучести при деформации скольжением резко возрастает с понижением температуры и ниже некоторого порога T_0 превышает предел текучести при деформации двойникованием. Предварительная деформация скольжением (при более высокой T) препятствует образованию двойника.

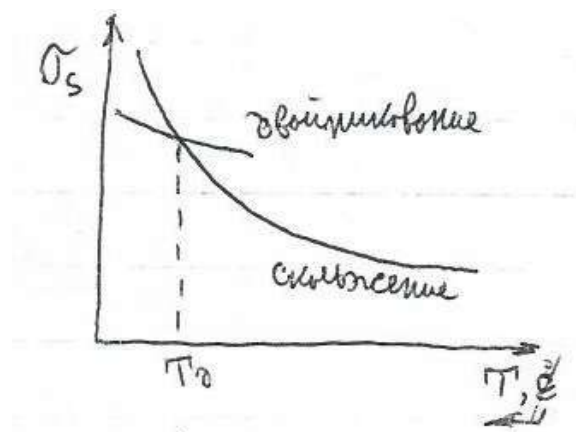


Рис.8.2.

8.3. Кристаллография двойникования

В поликристаллических гексагональных и тетрагональных металлах деформация не может происходить только скольжением, так как лишь в отдельных зернах направление деформации будет совпадать с плоскостями и направлениями скольжения. Тогда двойникование является альтернативным механизмом деформации. Микроскопический сдвиг кристалла в двойнике соответствует микроскопическому смещению атомов меньше вектора \vec{b} .

Таблица 8.1.

Металлы	Решетка	Плоскость и направление двойникования
Mg, Zn, Cd, Be	ГПУ	$(10\bar{1}2)$ $[10\bar{1}\bar{1}]$ $(10\bar{1}1)$ $[10\bar{1}1]$
β Sn	тетрагон.	(301) $[10\bar{3}]$; (101) $[10\bar{1}]$
α Fe	ОЦК	(112) $[11\bar{1}]$; $(11\bar{2})$ $[111]$
Cu	ГЦК	(111) $[11\bar{2}]$; $(11\bar{1})$ $[112]$

8.4. Упругие двойники и полосы аккомодации

Эксперименты ФТИ АН УССР с упругими двойниками в кальците (моделирование двойникования на прозрачных кристаллах) позволили выявить основные закономерности двойникования.

Концентрированный сдвиг в механическом двойнике вызывает вокруг себя большие деформации, которые могут быть частично сняты с помощью полосы сброса, называемой «полосой аккомодации». Имеются, однако, принципиальные отличия между двойникованием металлов и ионных



Рис.8.3.

8.5. Дислокационный механизм двойникования – напряжение необходимое для двойникования велико, но существенно меньше теоретической прочности. Поэтому остается предположить, что двойникование осуществляется частичными дислокациями. Коттрел и Билби предложили (1951 год) полюсный механизм двойникования в ОЦК металлах (модель двойнивающей дислокации) → частичная дислокация, вращающаяся вокруг сидячей дислокации, таким образом, что это создает сдвиг по последовательным плоскостям. Дислокация АО расщепляется $\frac{a}{2}[111] \rightarrow \frac{a}{3}[112] + \frac{a}{6}[11\bar{1}]$; дислокация ОВ сидячая ($\vec{b} \perp$ плоскости (112) скольжения), а дислокация ОЕДВ в своем движении образует дефект упаковки. Отрезок ОЕ параллелен вектору Бюргерсу

$\frac{a}{6}[11\bar{1}] \rightarrow$ винтовому и может переходить путем поперечного скольжения на плоскость $(\bar{1}21)$, снова образуя дефект упаковки ОЕФ. Отрезок ОФ вращается вокруг точки О, образуя дефектный слой или ... двойник. Второй оборот ОФ добавит еще один слой и т.д. Подобный механизм в ГЦК.

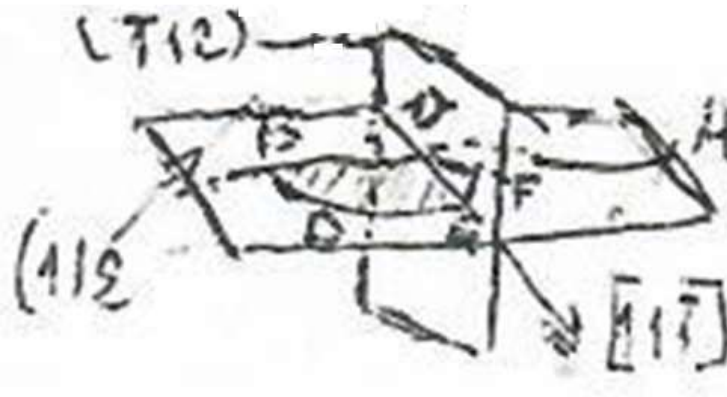


Рис.8.4.

8.6. Акустическая эмиссия при пластической деформации.

Акустическая эмиссия – эмиссия волн напряжений звуковых или ультразвуковых частот, возникающих в твердом теле при его деформации или разрушении. Наблюдалась впервые А.Ф. Иоффе при небольшой деформации кристаллов NaCl и М. Классен-Неклюдовой при деформации Al и α -латуни в области низких температур.

«Треск» βSn при деформации (проба на чистоту) вследствие образования двойников. В других металлах эмиссия звука при двойниковании слабее \rightarrow разработка технических средств усиления регистрации звука. Анализ записей показывает, что эмиссия происходит дискретно в виде отдельных импульсов. Эти импульсы соответствуют различным этапам образования, роста и взаимодействия двойников. Они группируются по времени, амплитудам и частотам. Время образования отдельного двойника порядка микросекунды. Поэтому акустическую эмиссию связывают с

диссипацией энергии при быстром вращении двойнивающей дислокации. Исследования ФТИ показали, что звук сильнее при выходе двойника наружу.

Экспериментальные исследования показали, что при пластической деформации наблюдается акустическая эмиссия и в случае, когда двойники не образуются. Кайзер (1950 год) один из первых объяснил сигналы АЭ процессами движения дислокаций. По пластической деформации наблюдается «непрерывная эмиссия» – непрерывно следующие один за другим сигналы малой амплитуды A с широким частотным спектром (предметом анализа являются также $\sum A$, общее число импульсов N , интенсивность эмиссии ...).

При изучении АЭ моно- и поликристаллов Mg, Cu, латуни, стали и др. было подтверждено, что пластическая деформация (скольжением) происходит прерывисто в результате появления лавин скольжения. Вспышки импульсов АЭ генерировались небольшими скачками пластической деформации. Частота импульсов в процессе деформации пропорциональна скорости деформации (1000 Гц при $\dot{\epsilon} \cong 10^{-3} \text{сек}^{-1}$). Длительность импульсов 5 мкс, что позволяет оценить скорость дислокаций (10^3 см/с). Джеймс и Карпентер (1971 год) на моно Zn показали, что $\frac{dN}{dt} = \beta \frac{d\rho_m}{dt}$, где ρ_m – плотность подвижных дислокаций.

АЭ в упругой области дислокации они связывали с отрывом дислокации от точек закрепления. Красовский (1976) установил на Fe, что $\frac{dN}{dt} = N_0 + k \dot{d}^{1/2}$, где d – размер зерна, $k = f(\dot{\epsilon})$. Изменение АЭ с величиной зерна обусловлено изменением плотности подвижных дислокаций.

В районе зуба и площадки текучести максимум N, \dot{N}, A . Вероятно, это связано с локализацией пластической деформации в полосах Людерса-Чернова. При понижении температуры испытания возрастают интенсивность и амплитуда АЭ. Согласно теории Нацина, звуковое излучение появляется только при нестационарном характере движения

дислокаций, а форма импульса АЭ нестационарно движущихся дислокаций отличается от формы импульса при аннигиляции дислокаций.

При увеличении скорости деформирования пластическое течение происходит при больших напряжениях, а, следовательно, и больших скоростях движения дислокаций. При этом возрастает мощность, рассеиваемая дислокациями в кристаллической решетке, в частности, в виде АЭ.

В ряде случаев изучают зависимость параметров АЭ: $\sum_i A_i^2 N_i$.

Лекция 9

Деформационное упрочнение чистых металлов

После предела текучести возрастает напряжение для дальнейшей деформации – упрочнение.

9.1. Физическая природа упрочнения – первая теория упрочнения Тейлора (1934 год).

Многие дислокации не достигают поверхности, а упруго взаимодействуя с другими дислокациями, закрепляются внутри кристалла, образуя сетку (трехмерную).

Теория Мотта (1952) – заменил взаимное влияние индивидуальных дислокаций взаимодействием между группами дислокаций в плоских скоплениях ($\tau \sim \varepsilon^{1/2}$).

9.2. Стадии упрочнения монокристаллов – после 1950-х годов на чистых металлах.

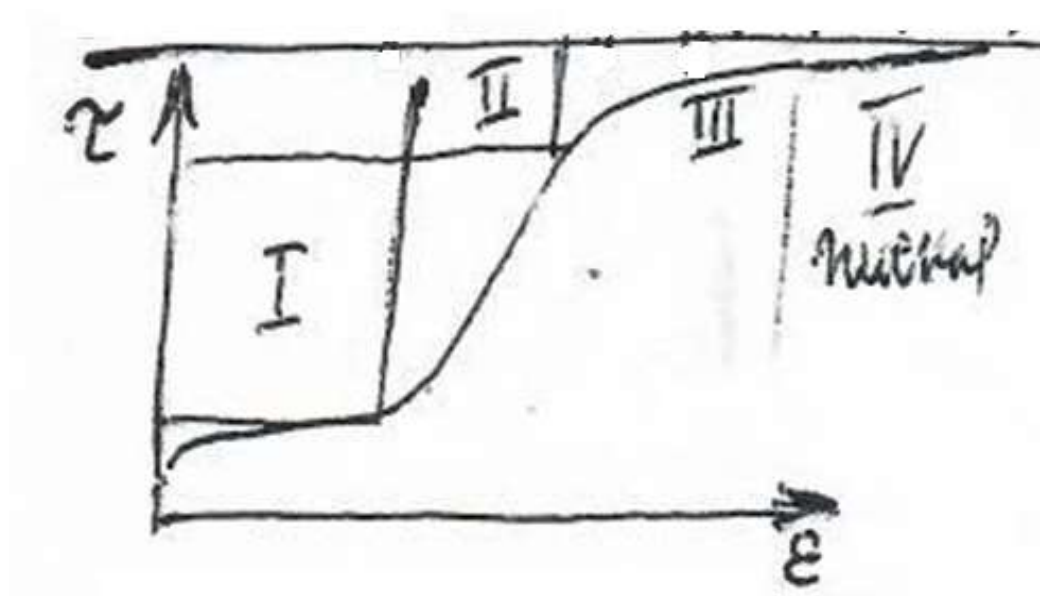


Рис.9.1.

I стадия – легкого скольжения – работает одна система скольжения, зависит от кристаллографической ориентации кристалла и условий деформации. Зегер (1957 год) связал I стадию упрочнения с дальнедействующим взаимодействием достаточно далеко отстоящих друг от друга дислокационных петель в первичной системе скольжения; $\theta_I = \partial\tau / \partial\varepsilon \cong 8 \cdot 10^{-4} G$ зависит от температуры деформации.

II стадия – быстрого упрочнения – действует несколько систем скольжения $\theta_{II} = \partial\tau / \partial\varepsilon \cong 2 \cdot 10^{-3} G$ слабо зависит от температуры. По Зегеру образуются скольжения дислокаций по трем плотно упакованным направлениям в плоскости скольжения. Упрочнение возникает благодаря дальнедействующим напряжениям от этих скоплений дислокаций, которые взаимодействуют друг с другом.

Мотт (1960) и Хирш (1962) считают, что упрочнение обусловлено сидячими ступеньками на дислокациях (винтовых). Если дислокации нерасщеплены (высокая ...) ступеньки могут консервативно скользить вдоль дислокаций (в направлении \vec{b}). При низком ... ступеньки расщепляются → сидячие. При повышении T или σ ступеньки междоузельные могут стягиваться и скользить вдоль оси винтовых дислокаций консервативно. Ступеньки вакансионные не стягиваются под действием σ и нужно повышенные T , чтобы порождаемые при их движении вакансии могли легко диффундировать от ступенек (ступеньки образуются в результате пересечения дислокаций двух систем скольжения).

Кульманн-Вильсдорф (1962) предположила, что II стадия упрочнения наступает вследствие того, что длины дислокационных отрезков, действующих как источники Франка-Рида становятся все меньшими благодаря образованию сгущений дислокаций ($\tau \sim l^{-1}$).



Рис.9.2.

III стадия – медленного (параболический закон) упрочнения – существенно зависит от T и По Зегеру является следствием обхода барьеров путем поперечного скольжения по плоскостям имеющим общее направление сдвига с первичной плоскостью скольжения.

В ГЦК металлах представлены все три стадии (I стадия при соответствующей ориентации). Протяженность I стадии зависит от эду: для кристаллов Al при 295 K она всего 4÷5%, а для Cu ≥ 20%.

Соотношение II и III стадий зависит от ...: чем она выше, тем короче II стадия при данной температуре и тем раньше она переходит в III стадию. Металлы с ГПУ решеткой имеют очень выраженную I стадию при ориентации на базисное скольжение (деформация на стадии легкого скольжения может составить несколько сот % – сверхпластичность – свойство твердых тел сильно и равномерно пластически деформироваться без разрушения). На II стадии наблюдалось двойникование наряду с дислокационными сетками.

III стадия имеет параболический характер. Она преобладающая для Zn при комнатной температуре. ОЦК металлы, как правило, упрочняются сразу по параболическому закону (III стадия) за счет сильно развитого поперечного скольжения. Однако, в зонно-очищенных монокристаллах Nb при 295 K наблюдается I стадия, которая при появлении двойного скольжения переходит во II стадию $\theta_{\parallel}^{ОЦК} < \theta_{\parallel}^{ГЦК}$, а затем в III стадию (но поперечное скольжение еще на I стадии. Три стадии обнаружены и при деформации $\alpha - Fe$, ориентированного для скольжения по одной системе. Предел текучести на I стадии для ОЦК металлов существенно выше, чем ГЦК,

9.4. Влияние типа решетки и энергии дефектов упаковки

...

9.3. Влияние границ зерен и субзерен – природа границ зерен и субзерен по Шокли и Риду $E = E_0\theta[A - \ln \theta]$ энергия границ монотонно зависит от θ ... этому результату противоречат данные современных исследований. Установлено существование специальных границ (положение атомов на границе совпадают для обоих кристаллов). При отклонении от этих благоприятных ориентаций возникают граничные дислокации.

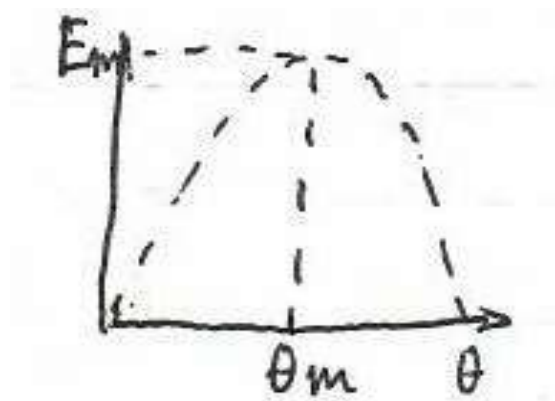


Рис.9.3.

Границы общей ориентации являются препятствием для движения дислокаций тем более, чем больше разориентация. Эксперименты на бикристаллах: $\frac{d\tau}{d\varepsilon} \sim \theta$.

Крупнозернистые агрегаты ведут себя как набор монокристаллов, однако, вблизи границ зерен возникают узкие полосы аккомодации. В целом стадии накладываются. Рассчитать кривые деформации монокристалла можно, в принципе, по теории Тейлора (необходимость одновременного действия 5 систем скольжения). Экспериментально не подтверждено.

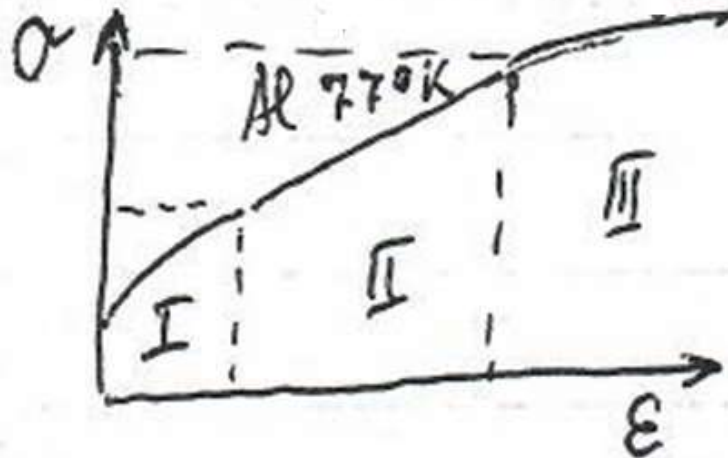


Рис.9.4.

По данным Жауль кривую деформации поликристалла можно разделить, также, на 3 стадии со следующими законами упрочнения: I стадия $\sigma = \sigma_0 + A\varepsilon^n$; II стадия $\sigma = \sigma'_0 + P\varepsilon$; III стадия $\sigma = \sigma''_0 + B\varepsilon^m$. Похоже на поведение монокристаллов только II и III стадии. Согласно соотношению Холла-Петча $\sigma_f = \sigma_i + k_f d^{-n}$ (для ОЦК $n = 1/2$) достаточно разориентированные субграницы ($> 5^\circ$) ведут себя как границы зерен. Условия возникновения ячеистой структуры – роль температуры и степени деформации.

9.5. Влияние температуры деформации

В большинстве случаев при понижении температуры деформации протяженность I и II стадий (монокристаллы в ВГПУ и ОЦК металлах скорость упрочнения быстро возрастает с понижением T).

9.6. Эффект Баушингера – обнаружен еще в 1881 году под названием «направленное упрочнение». При прекращении деформации растяжением в т.А. и последующем возобновлении деформации в том же направлении в т.А' ход деформационной кривой (в) практически продолжает начальную (а). При возобновлении деформации в обратном направлении (сжатие) кривая деформации начинается в т. А'', т.е. материал упрочнен в одном направлении оказывается неупрочненным в обратном направлении.

В монокристаллах дислокации, выделенные источниками Франка-Рида, блокируются на своих местах в результате поперечного скольжения, так что при разгрузке они не могут двигаться до тех пор, пока не будет приложено напряжение обратного знака. В поликристаллах объясняли эффект Баушингера снятием напряжений, возникающих на границах зерен при изменении знака деформации.

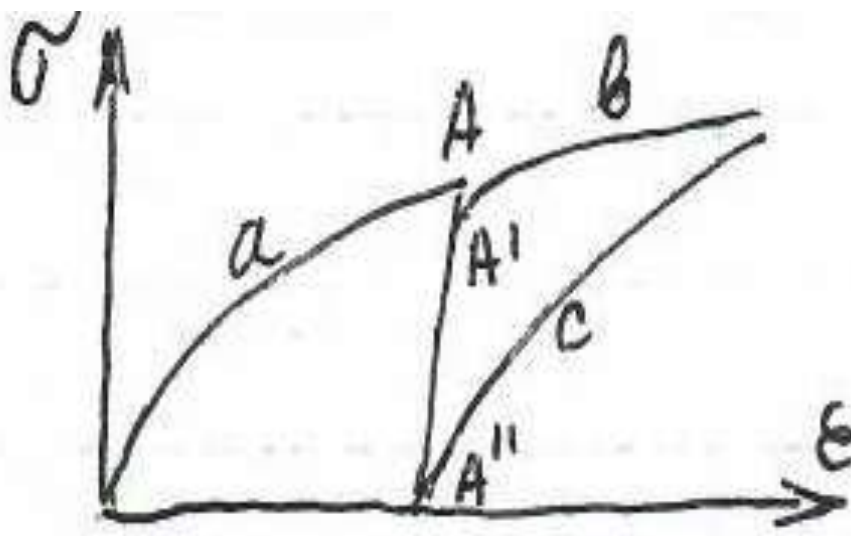


Рис.9.5.

9.7. Работа деформации и энергия, запасенная при деформации – зависит от температуры, условий и ε деформации.

Температура – с ее понижением $\frac{Q}{A}$ возрастает (А рабочая деформация);

Условия – при ламинарном течении Q меньше, чем при турбулентном;

Степень – при увеличении ε уменьшается $\frac{Q}{A}$.

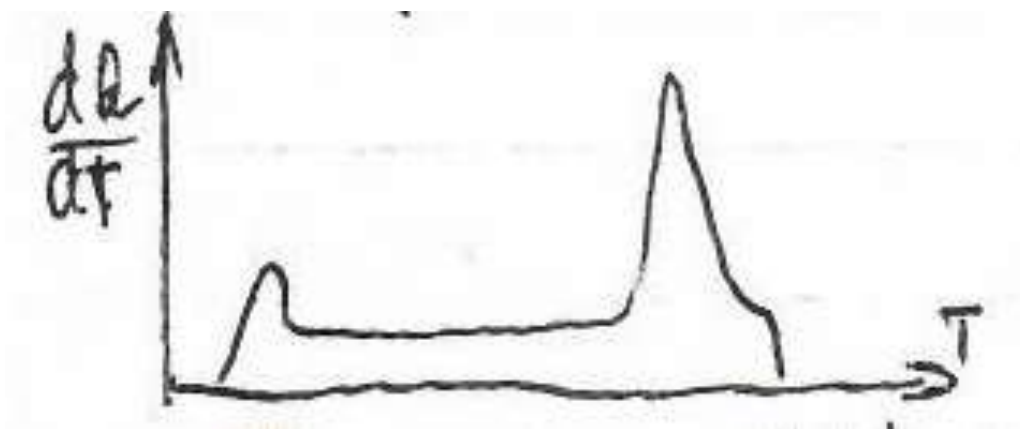


Рис.9.6.

9.8. Текстуры деформации и «текстурное упрочнение»

Почти всегда в результате пластической деформации поликристаллического металла возникает преимущественная ориентация кристаллов – текстура.

а) Аксиальные текстуры деформации – кристаллиты ориентируются вдоль оси симметрии. Возникает при сжатии, растяжении или волочении. ОЦК металлы при растяжении, волочении или экструзии дают текстуру $\langle 110 \rangle$ (простую) и степень совершенства текстуры растет со степенью деформации. При сжатии возникает двойная аксиальная текстура: основные компоненты $\langle 111 \rangle + \langle 100 \rangle$ ГЦК металлы при растяжении, волочении или экструзии $\rightarrow \langle 111 \rangle + \langle 100 \rangle + \langle 121 \rangle$, причем по мере снижения эду

($Al \rightarrow Ni \rightarrow Cu \rightarrow Ag$) интенсивность $\langle 100 \rangle$ растет, что обуславливается уменьшением влияния поперечного скольжения витковых компонент и развитием деформационных двойников.

При сжатии возникает простая текстура $\langle 110 \rangle$, но со значительным рассеянием. ГПУ металлы при волочении и экструзии часто развивается $\langle 10\bar{1}0 \rangle$. Иногда наблюдается и ориентация плоскости базиса под некоторым углом к оси образца.

б) Текстуры прокатки – кристаллы ориентированы относительно плоскости и направления прокатки. При этом возникает т.н. полная текстура. ОЦК металлы образуют сложную текстуру. При высоких степенях деформации $\{001\}\langle 110 \rangle + \{112\}\langle 110 \rangle$. При меньших ε наблюдается широкий набор ориентаций. ГЦК металлы образуют сложную текстуру. Описывается ориентациями с непрерывным разбросом в ряду $(110)[1\bar{1}2] \rightarrow (153)[11\bar{2}] \rightarrow (362)[347] \rightarrow (1\bar{2}1)[111]$, причем интенсивность компонентов возрастает вдоль этого ряда по мере увеличения энергии дефектов упаковки и температуры деформирования. ГПУ металлы образуют обычно двойную внебазисную типа $(0001) \pm \alpha[10\bar{1}0]$ с отклонением полюсов базиса от нормали к плоскости прокатки в направлении последней. Угол α зависит от отношения c/a . Металлы со структурой близкой к плотной упаковке шаров ($c/a = 1,63$), развивают текстуру прокатки, сходную с базисной. Увеличение степени деформации сопровождается совершенствованием текстуры без изменения ее характера, а повышение температуры прокатки приводит к постоянному рассеянию направления $\langle 1010 \rangle$ в направлении прокатки и замене его направлением $\langle 11\bar{2}0 \rangle$.

Упрочнение текстурованием – в последние годы делаются попытки использовать текстуру для упрочнения металлического листа (США), а также сосудов высокого давления. Наиболее высокие результаты можно ожидать в случае сильно анизотропных металлов с гексагональной решеткой (например, Ti). Следует отметить, что преимущества сильно текстурованного материала могут быть реализованы только при условиях двухосного растяжения (например, в сосуде высокого давления). При одноосном растяжении свойства низки.

Лекция 10

Пластическое разрушение металлов

10.1. Предел прочности и истинное разрушающее напряжение
– стадии разрушение.

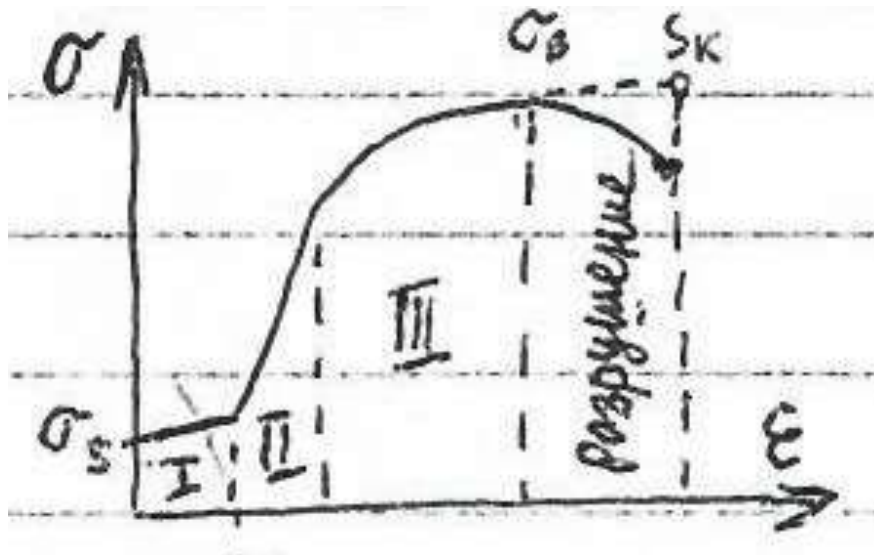


Рис.10.1.

σ_B — предел прочности (временное сопротивление разрушению) — предельная нагрузка на образец, отнесенная к начальной площади поперечного сечения образца;

S_k — истинное разрушающее напряжение — нагрузка в момент разрушения, отнесенная к площади поперечного сечения образца в участке разрушения (с учетом шейки).

10.2. Связь между разрушающим напряжением и пределом текучести.

При деформационном упрочнении растут σ_s , σ_B и S_k , однако, в различной степени. Если деформацию производить одним способом, а

механические испытания другим способом, то обнаруживается следующая связь σ_s, σ_B с $\epsilon_{пр.}$

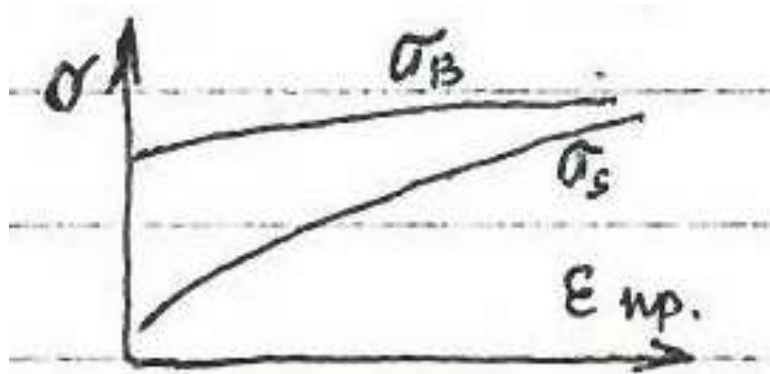


Рис.10.2.

Величина разрушающего напряжения слабо зависит от температуры пластической деформации. Поэтому при низких T разрушающее напряжение меньше, чем предел текучести.

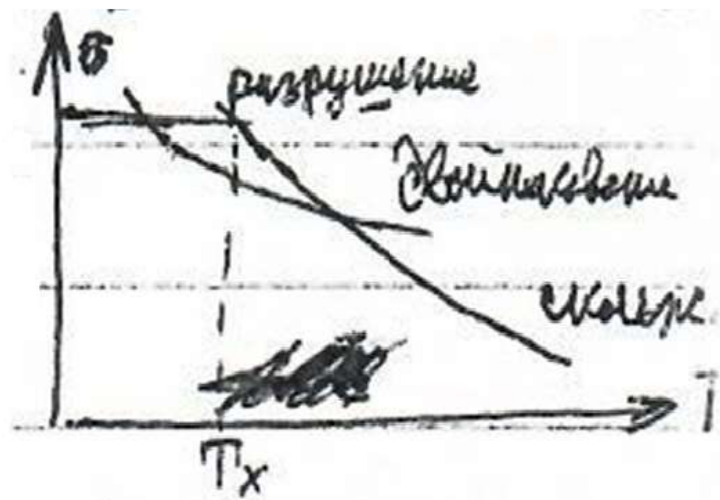


Рис.10.3.

10.3. Образование и распространение трещин

Основными этапами пластического разрушения являются:

а) образование шейки – наиболее важная и длительная часть процесса пластического разрушения; возникают микротрещины.

б) возникновение магистральной трещины – за счет разрыва материала разделяющего микронесплошности; у краев магистральной трещины возникает значительная концентрация напряжения.

в) рост магистральной трещины к поверхности образца (обычно $\angle \sim 45^\circ$ к оси растяжения) происходит внезапно и с большой скоростью.

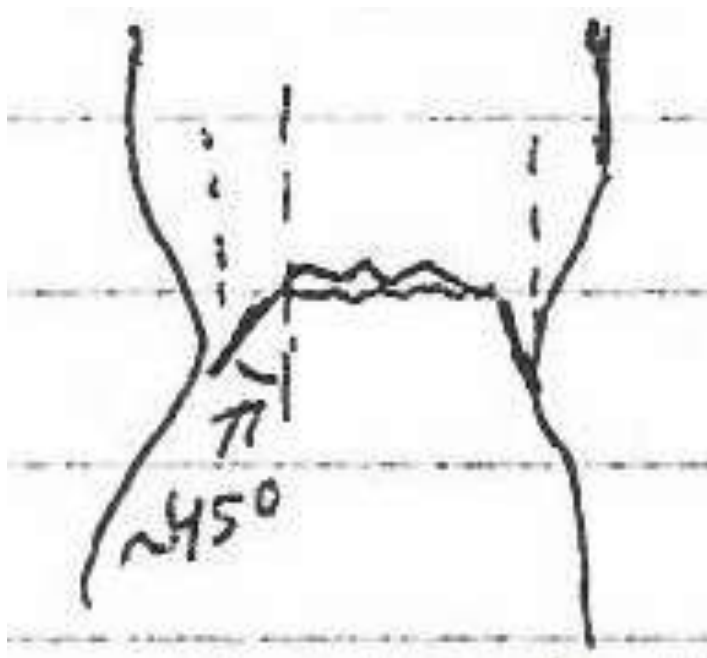


Рис.10.4.

10.4. Критерии хрупкого и пластического разрушения – физические критерии.

а) Хрупкое разрушение – происходит без образования шейки и, как правило, без существенного удлинения образца.

б) Пластическое разрушение – происходит при заметном удлинении (...), но более характерным признаком является относительное сужение (\emptyset) поперечного сечения образца перед разрушением (за счет образования шейки). В участках центра шейки возникает трехосное растяжение (микронесплошности) при разрушении монокристаллов основную роль играет касательное напряжение (роль локализованного сдвига по вторичной системе скольжения).

10.5. Ударная вязкость и вязкость разрушения – технические критерии.

а) Ударная вязкость – A_k работа деформации и разрушения образца – характеристика динамической пластичности материала определяет возможность его применения для изготовления движущихся деталей механизмов. Наибольшее распространение в технике имеет метод испытания образцов с надрезом на ударный изгиб. Экспериментальные исследования показали, что закон подобия не соблюдается и, потому, необходимо точно соблюдать не только форму, но и абсолютный размер образцов, причем особое значение имеет стандартизация размеров и формы самого надреза. Определение удельной ударной вязкости $a_k = \frac{A_k}{F_k}$ не имеет физического смысла и производится в настоящее время только для сравнения результатов испытания с многочисленными ранее опубликованными данными.

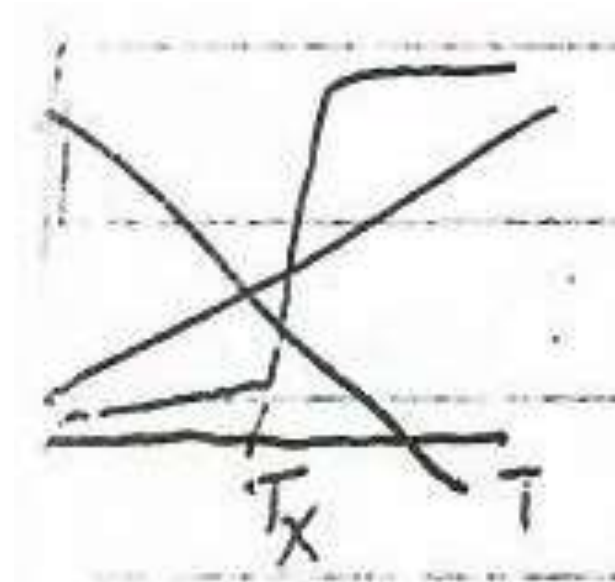


Рис.10.5.

Для ударных испытаний в СССР наиболее часто применяют образцы с надрезом Менаже. Трещину вводят обычно посредством

циклического нагружения. Более простой способ – создание надреза путем электроэрозионной обработки, сопровождающейся возникновением системы трещин в зоне надреза. Этот способ, однако, недостаточно надежен, особенно в случае более пластичных материалов. Поэтому образец с надрезом лучше подвергать искровым разрядам при температуре жидкого азота.

Испытания на ударный изгиб производят на маятниковых копрах типа Шарпи. Для определения работы зарождения A_z и развития трещины A_p нож копра снабжают тензодатчиками. Затем по площадям S_I и S_{II} определяют A_z и A_p соответственно. Наиболее важная характеристика A_p , которая растет по мере увеличения пластичности испытываемого материала.

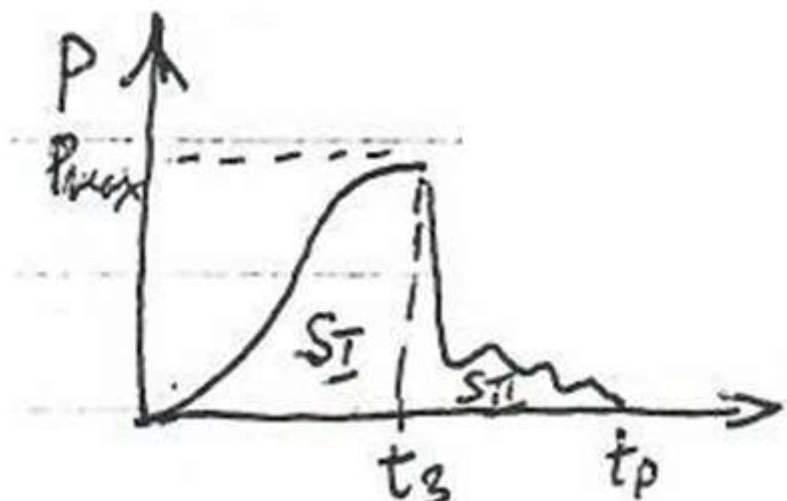


Рис.10.6.

б) Вязкость разрушения – большая часть реальных конструкций содержит трещины. Поэтому важной характеристикой конструкционных материалов является способность их работать при наличии микротрещин. Эту способность можно оценить, например, по критическому размеру трещины, приводящей к разрушению при статическом растяжении (при $\sigma = 70 \dots$). Для высококачественной стали $s_k = 25$ мм для алюминия $0,4$ мм, а для стекла $<0,0025 \dots$

Более совершенной характеристикой вязкости разрушения конструкционных материалов является коэффициент интенсивности напряжений при объемном напряженном состоянии K_{IC} (по терминологии ASTM – в условиях плоской деформации).

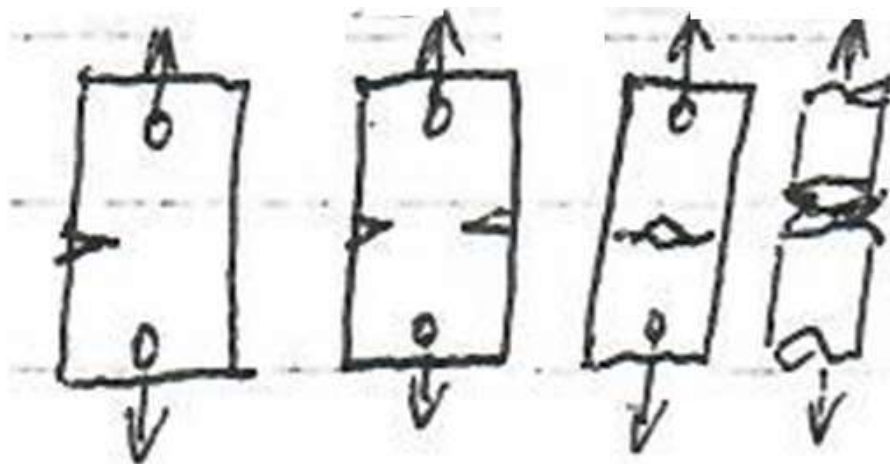


Рис.10.7.

Размерность $K_{IC} = \text{напряжение} \times (\text{длина})^{1/2}$ соответствует нагрузке, при которой начинается нестабильное развитие трещины. Определяется при растяжении образцов с введенной заранее трещиной. В связи с большими размерами образцов, необходимых для испытания (иногда > 2 м) наблюдается тенденция к переходу испытаний на изгиб и внецентровое растяжение. При испытаниях на изгиб надо избежать влияния трения. Позволяет лучше оценить конструкционную прочность чем растяжение.

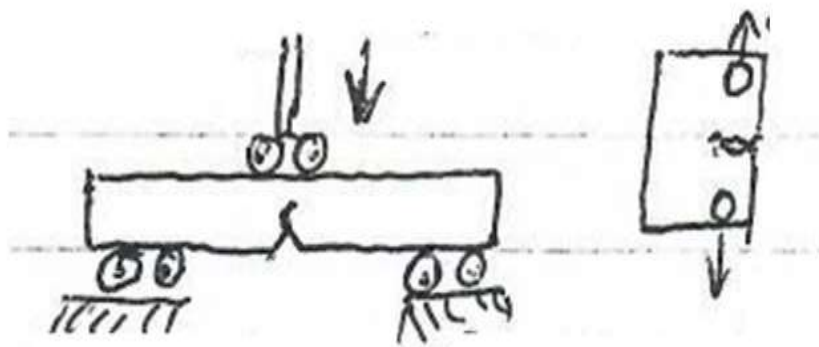


Рис.10.8.

Конструкторам необходимо предусматривать $K \leq K_{IC}$. В последнее время появилась тенденция определять K_{Id} при ударном изгибе (Япония).

10.6. Теория пластического разрушения – экспериментально установлено, что в реальных «чистых» металлах поры в шейке возникают у включений путем их обтекания металлом матрицы или путем разрушения самого включения. В обычной меди такие окисные включения (и поры около них) видны в оптическом микроскопе. В меди «не содержащей кислород» (марки БК) мелкие частицы видны лишь в электронный микроскоп.

Крупные поры формируются обычно на границах зерен. Мелкие поры формируются вдоль полос деформации (или сдвига) при пересечении полос скольжения.

а) возможный механизм образования пор в чистом металле – в идеальном случае (при отсутствии пор) $\Psi \rightarrow 100\%$. Однако, поры могут возникать за счет конденсации вакансий, возникающих при пластической деформации. Этому способствует состояние трехосного растяжения в зоне центра шейки.

б) механизм роста пор – на ранних стадиях за счет притока вакансий позже в зоне центра шейки при наличии трехосного растяжения возможно (Коттрелла) скоррелированное сваливание дислокаций ортогональных систем скольжения.

в) зарождение и распространение вязких трещин – образование вытянутых несплошностей за счет присоединения отдельных дислокаций, а также под действием осевой компоненты напряжения. Процесс слияния вытянутых пор называют процессом формирования внутренней шейки. Он заключается в разрушении мостиков между соседними порами \rightarrow магистральная трещина.

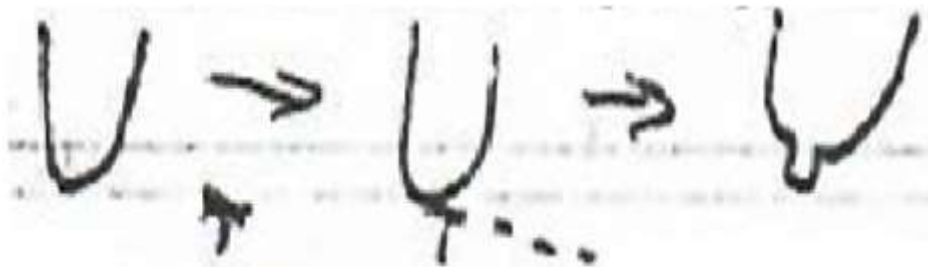


Рис.10.9.

Слияние микропор может происходить как за счет образования микрошеек в перемычках между соседними порами, так и за счет развития локализованных полос сдвига в этих же перемычках. Развитие полос сдвига сопровождается образованием микротрещин на границе раздела между матрицей и сильно разориентированной полосой сдвига.

г) роль типа кристаллической решетки и энергии дефектов упаковки.

В ряду ГЦК → ОЦК → решетка алмаза → ионные кристаллы.

Для ГЦК в ряду Al → Cu → Ag за счет снижения эдс уменьшается для крупных пор, а двойная аксиальная текстура $\langle 100 \rangle + \langle 111 \rangle$ изменяется в этом же ряду:

Al (8 + 92%) → Cu (34 + 66%) → Ag (90 + 10%).

В компоненте текстуры $\langle 111 \rangle$ Cu размер микропор в 4 раза выше, чем в $\langle 100 \rangle$. Это соответствует отличиям модулей в компонентах текстуры.

д) роль дисклинаций при формировании структуры шейки.

Ротационная нестабильность металлов при больших степенях деформации; дислокационная модель образования микротрещин и их развития (связь с полосами сдвига).

Лекция 11

Хрупкое разрушение металлов

11.1. Влияние температуры деформации на характер разрушения; порог хрупкости.

а) Температурный порог хрупкости при испытании металлов на ударный изгиб. Характерно для металлов с ОЦК решеткой: α -Fe, V, Cr, Mo, W (исключение – чистые Nb и Ta). Связано с резким возрастанием σ_s при понижении температуры. Положение T_x существенно зависит от скорости $\dot{\epsilon}$ деформации.

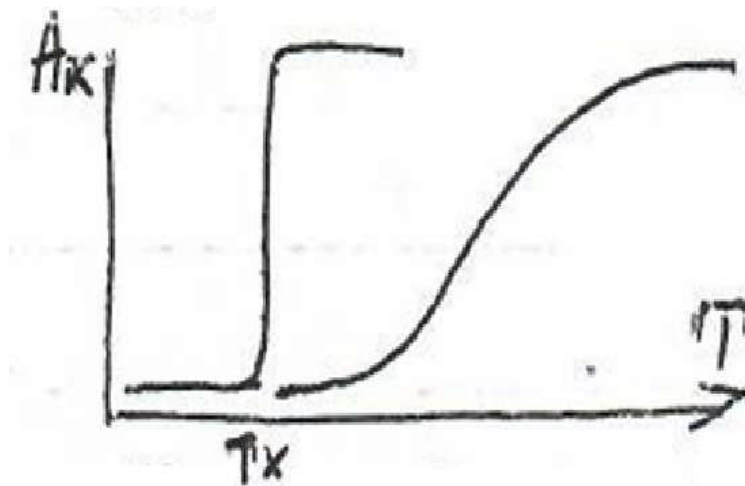


Рис.11.1.

б) Практические аспекты проблемы хрупкого разрушения – случаи катастрофического разрушения крупных металлических изделий (например, суда типа «Либерти» – зарегистрировано 1500 случаев разрушения, из них 19 случаев пополам, 1 в момент сдачи). Серьезная проблема для Арктики: создание техники в северном исполнении.

11.2. Влияние структуры – весьма существенное и на T_x и на характер разрушения.

а) Хрупкое разрушение монокристаллов – плоскости скола у металлов с ГЦК решеткой не установлены однозначно. В других решетках они могут соответствовать разным критериям (минимум поверхностной энергии, плоскость с наибольшей плотностью упаковки и др.). Разрушающее напряжение очень сильно изменяется с ориентацией кристалла. Минимальное напряжение ось расположена под углом 45-50° к плоскости скола.

Таблица 11.1.

Металл	Структура	Плоскости
<i>Fe, Cr, Mo, W</i>	ОЦК	{001}
<i>V, Ta</i>		{110}
<i>Zn, Be</i>	ГПУ	{0001}
<i>Bi</i>	ромбоэдрическая	{111}

б) Хрупкое разрушение поликристаллов – транскристаллитное разрушение происходит как в монокристаллах, преимущественно в зернах с ориентацией близкой к ориентации на минимальное разрушающее напряжение.

Интеркристаллитное разрушение – в результате внутренней адсорбции примесей. Наблюдается и у ГЦК металлов (например, при добавлении *Bi* или *Sb* к *Cu*). Зависимость T_x от размера зерна – эмпирически установлено $T_x \sim \ln d^{-\frac{1}{\varepsilon}}$. Пластическая деформация влияет на T_x немонотонно.

в) Металлография хрупкого разрушения (фрактография).

Наблюдение структуры изломов оптическими средствами затрудняется недостаточной глубиной резкости при больших увеличениях ($> \times 500$). Метод реплик в электронной микроскопии уже в

1943 г. позволил преодолеть эту основную трудность. Однако, широкое применение электронной фрактографии было начато школой Crussard (в 50-х годах) при исследовании вязкого разрушения в шейке образцов, испытанных на статическое растяжение. Позже другие исследователи стали изучать этим методом переход от пластичного к хрупкому разрушению.

Работы ФМИ и ИПЛ АН УССР. Переход к количественным оценкам. Применение растровой электронной микроскопии и Оже-спектроскопии – новый этап в развитии фрактографии.

11.3. Акустическая эмиссия при образовании и росте трещин

При разрушении металлов АЭ проявляется как «взрывная эмиссия», т.е. сигналы АЭ апериодичны и носят осциллирующий характер. Амплитуда сигналов выше, чем при деформации скольжением. С увеличением нагрузки в образцах, содержащих трещину, наблюдается смещение берегов трещины, причем количество сигналов АЭ резко увеличивается с развитием зоны пластической деформации в вершине трещины. По данным Грина (1969) $\frac{dN}{dt} = \dot{N}_0 k^m$, где k – коэффициент концентрации напряжений; $m = 5 \div 9$; $\dot{N}_0 \dots$

При испытании на растяжение образцов, содержащих трещину, была обнаружена корреляция между ростом трещины и АЭ. Так от напряжения в вершине трещин зависит распределение амплитуд эмиссии. Имеется определенное отношение между размером пластической зоны в вершине трещин и числом импульсов АЭ. Максимум АЭ наблюдался почти на площадке текучести, после чего происходило разрушение.

При царапании кристаллов с помощью индентора обнаружена корреляция между числом возникающих трещин и числом импульсов АЭ.

11.4. Теория хрупкого разрушения – первая теория Гриффитса (1920 г.) для разрушения аморфных тел (стекла) прямо применима к аморфным сплавам.

$$\sigma_p \geq \left(\frac{2E\gamma}{\pi c_k} \right)^{1/2}, \quad (11.1)$$

где E – модуль Юнга;

γ – поверхностная энергия трещин.

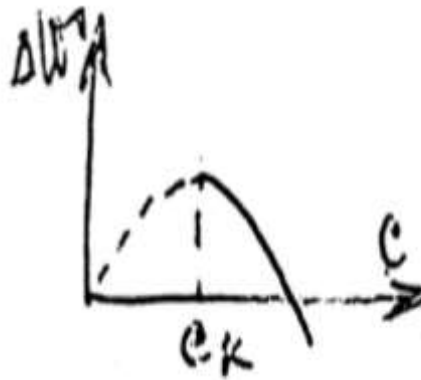


Рис.11.2.

К кристаллическим металлам эта теория неприменима.
Дополнение Орована:

$$\sigma_p \geq \left(\frac{2E\gamma\rho}{\pi a} \right)^{1/2}, \quad (11.2)$$

где ρ – радиус кривизны в вершине трещины;

a – межатомное расстояние перпендикулярно к поверхности разрушения.

При $\rho = a$ формула Орована \rightarrow Гриффита, величина $\left(\frac{\rho}{a}\right)$ характеризует степень отклонения от чисто хрупкого разрушения, однако, при этом сохраняется зависимость $\sigma \sim c^{\frac{1}{\varepsilon}}$, т.е. по мере распространения трещины необходимое напряжение уменьшается. Непосредственное зарождение трещин за счет перераспределения дислокаций является следующим этапом теории разрушения, учитывающей, что чисто хрупкое разрушение в металлах практически нереализуемо.

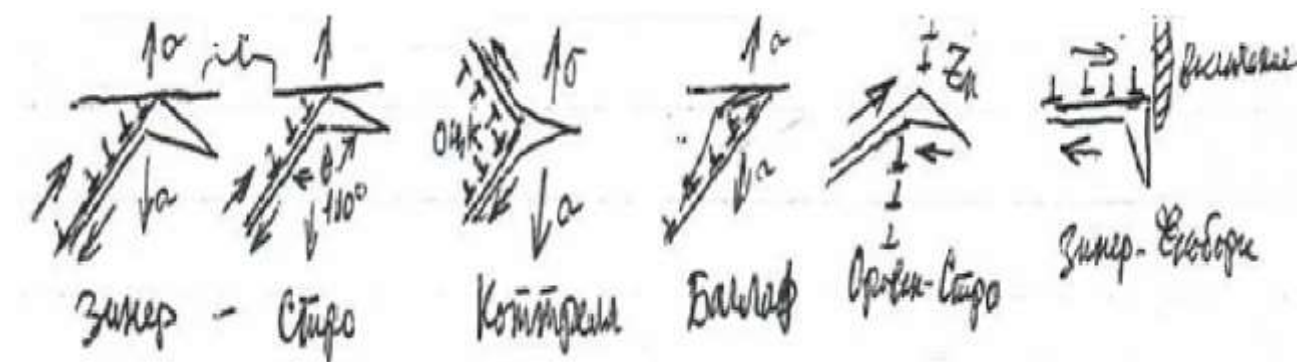


Рис.11.3.

Все эти модели аналогичны в отношении той роли, которая отводится в них локальной деформации сдвига и нарушению непрерывности деформации. Аналогична во всех этих случаях и схема вывода формулы для критического напряжения образования трещины.

$$\text{Зинер-Стро } \sigma_s^2 = \frac{3\pi}{8(1-\nu)} \cdot \frac{G\gamma}{L}; \text{ Баллаф } \sigma_n \sigma_s \cong \frac{4\sqrt{2}}{\pi} \left(\frac{1+\nu}{1-\nu} \right)^{\frac{1}{2}} \cdot \frac{G\gamma}{L};$$

$$\text{Коттрелл } \sigma_n \sigma_s \cong \frac{2}{\pi(1-\nu)} \cdot \frac{G\gamma}{L}; \text{ Орован-Стро } \sigma_n \sigma_s \cong \frac{4}{\pi} \cdot \frac{G\gamma}{L};$$

где L – длина скольжения; σ_n – нормальное напряжение; σ_s – касательное напряжение; γ –

Лекция 12

Возврат свойств при отжиге деформированных металлов

Выделение возврата из общей картины разупрочнения произошло лишь в первой четверти XX века. Возвратом называли процессы восстановления свойств при отжиге до рекристаллизации.

12.1. Классификация процессов возврата и их механизмы

а) Кинетическая – по аналогии с химическими реакциями.

Уже в 20-х годах заметили, что скорость восстановления свойств (или время необходимое для достижения определенной степени возврата) экспоненциально изменяются с температурой, как и в случае химических процессов (закон Аррениуса). Эта аналогия навела исследователей на мысль воспользоваться представлениями и формализмом уже развитой к тому времени теорией скоростей химических реакций и, прежде всего, представлениями об «энергии активации» процесса.

$$\frac{\partial c}{\partial t} = -Kc^n, \quad (12.1)$$

где $n = 1, 2, 3 \dots$; $K = K_0 \exp(-E/RT)$;

c – концентрация дефектов.

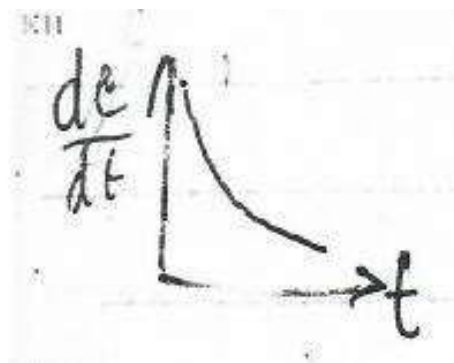


Рис.12.1.

б) Структурная: Отдых (восстановление свойств без изменения субструктуры) происходит за счет миграции и аннигиляции точечных дефектов и дислокаций противоположных знаков (Бюргерс).

Полигонизация (изменение свойств сопровождается изменениями внутренних разориентаций).

I типа (или собственно «полигонизация» по Кану) – образование субзерен из дислокаций одного знака, оставшихся в кристалле после отдыха; типична для изогнутых кристаллов.

II типа (или рекристаллизация на месте» по Крюссару) – рост субзерен; происходит либо путем коалесценции соседних субзерен, либо перемещением тройной точки.

Первый механизм более быстрый при малых разориентациях; при $\theta > 1^\circ$ – второй быстрее.

III типа – разворот субзерен без изменения их формы и размеров за счет исчезновения призматических петель дислокаций. Характерно для облученных металлов.

Возврат с переориентацией наблюдается при деформации как моно- так и поликристаллов металлов с ОЦК решеткой. Так, например, при прокатке монокристаллов Mo ($\theta < 1^\circ$) до $\varepsilon = 20\%$ происходит их упрочнение (увеличение микротвердости и развитие рентгеновских дифракционных пятен). При быстром нагреве до 2000°C происходит разупрочнение сопровождающееся переориентацией кристалла с выходом на поверхность плоскостей ($\theta > 1^\circ$).

Возврат с переориентацией происходит в результате термически активируемого перемещения двух систем винтовых дислокаций. На поверхности кристалла наблюдаются следы поперечного скольжения.

При медленном нагреве упрочненных кристаллов происходит обычная полигонизация. При этом размытые дифракционные пятна расщепляются.

В поликристаллах возврат с переориентацией приводит к изменению текстуры деформации еще до протекания рекристаллизации.

в) Стадийная – предложена Ван Бюреном в 1954 г. для процессов отдыха.

Основана на выявлении ступеней на зависимости $\rho(T)$ при изохронном отжиге меди и золота, упрочненных деформацией, облучением или закалкой от высоких T . С каждой из стадий процесса возврата могут быть, с большим или меньшим успехом, связаны определенные энергии активации. Эти энергии активации и температурные интервалы протекания стадий с заметной скоростью, по предложению Ван Бюрена и являются признаками распознавания. Однако, определение E_A по температурным и временным зависимостям соответствующих процессов возврата может быть проведено лишь с известными оговорками. Примеси существенно изменяют эффективные энергии активации процессов возврата.

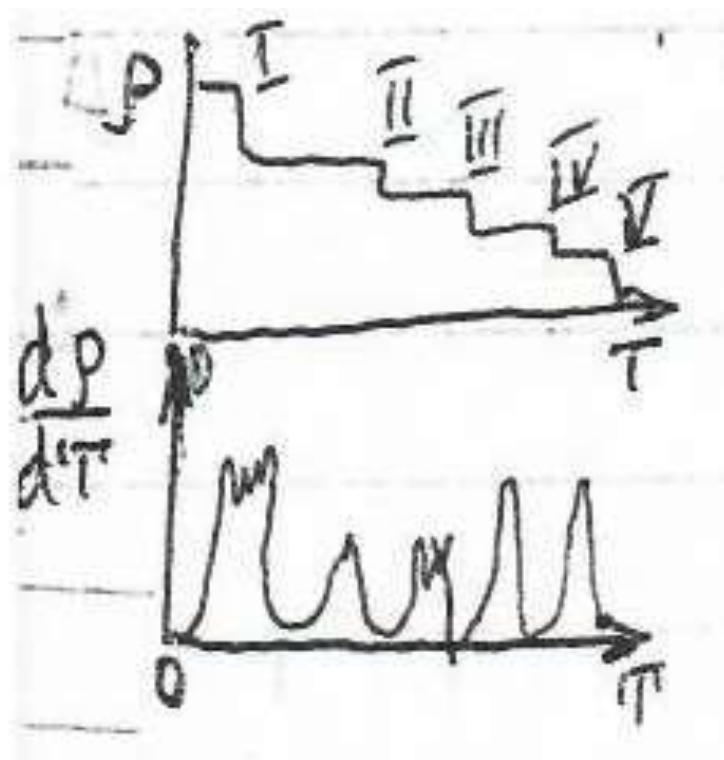


Рис.12.2.

Более тщательный анализ по производным $\left(\frac{d\rho}{dT}\right) = f(T)$ показал, что стадии состоят из подстадий, а процессы возврата относятся формально к реакциям высокого порядка – существует целый спектр энергий активации. Распознавание процессов затруднительно!

г) Обобщенная – состоит из взаимодополняющихся элементов всех классификаций. Процессы отдыха продолжают делить на стадии, стремясь однако вскрыть физические механизмы, а остальные процессы по структурным признакам.

12.2. Влияние типа кристаллической решетки и энергии дефектов упаковки на кинетику отдыха и полигонизации – неодинаковое для разных процессов.

а) Отжиг точечных дефектов – сильно зависит от типа решетки через соответствующее изменение $D^{об}$. Влияние эдз слабое – через расщепление

б) Перераспределение и рекомбинация дислокаций – зависит существенно как от типа решетки, так и от энергии дефектов упаковки.

12.3. Изменение свойств при возврате – не в одинаковой степени для разных свойств.

а) Физические свойства – изменения тем больше, чем ниже температура деформации, электросопротивление меняется наиболее существенно если измерения при жидком гелии, прохождение нейтронов за счет дефектов затрудняется (измерение рассеяния нейтронов), дифракция рентгеновских лучей в монокристаллах за счет ионизации объем и теплоснабжение изменяются незначительно (но вполне измеримо!).

б) Механические свойства – повышение пластичности. Степень снижения прочности при этом зависит от типа решетки и эду. Изменения Q^{-1} .

в) Химические свойства – уменьшается склонность к коррозионному растрескиванию.

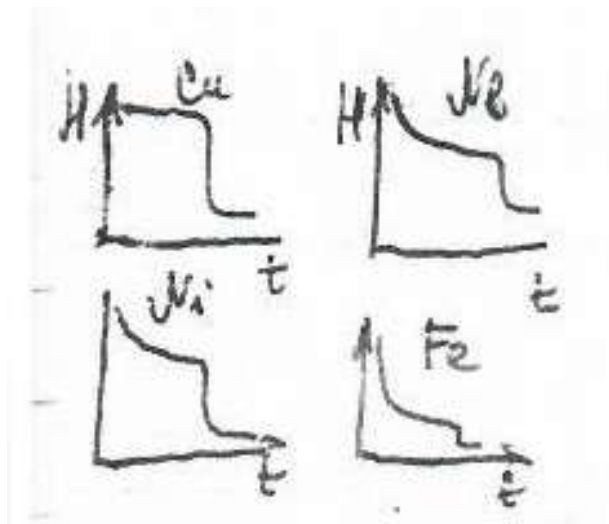


Рис.12.3.

12.4. Динамический возврат металлов – происходит в ходе упрочнения.

Деформационное разупрочнение – разновидность динамического возврата наблюдающиеся при деформации металлов (даже при температурах $\sim 0,1 T_{nl}$). В частности: полосы Чернова-Людерса, полосы сдвига, бездислокационные каналы скольжения. ...

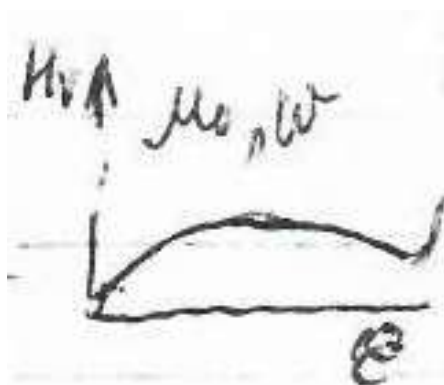


Рис.12.4.

Лекция 13

Рекристаллизация деформированных металлов

Включает процессы образования и роста кристаллитов (зерен) в металлах.

13.1. Первичная рекристаллизация (рекристаллизация обработки) – характерная для металлов упрочненных пластической деформацией.

а) Кинетика первичной рекристаллизации аналогична кинетике фазовых превращений. При небольших степенях деформации наблюдается латентный период.

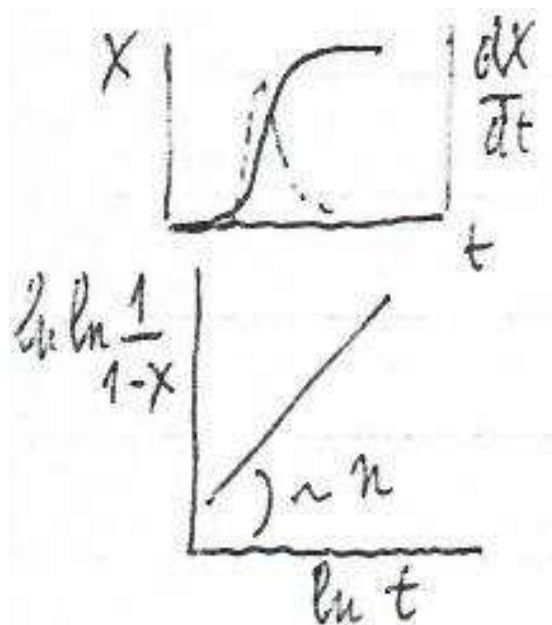


Рис.13.1.

Общая кинетика рекристаллизации. Описывается уравнением типа $x = 1 - \exp(-Bt^n)$. Показатель степени " n " зависит от геометрии роста кристаллитов. Так, при одномерном росте (в проволоке) $n = 1 \div 2$, при двумерном росте $n = 2 \div 3$ (в листовом металле); при трехмерном

росте (массивный металл) $n = 3 \div 4$. Множитель B включает скорости образования \dot{N} и роста G центров рекристаллизации.

Скорость образования центров \dot{N} изменяется с течением времени.

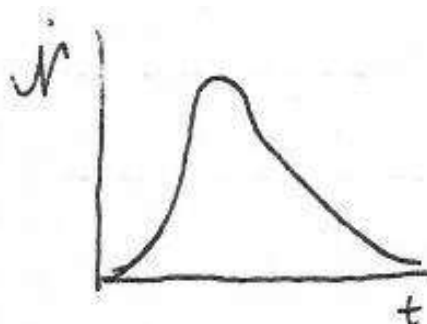


Рис.13.2.

Скорость роста центров G постоянна во времени для большинства металлов, так как процессы возврата завершаются до рекристаллизации (ОЦК металлы, высокая эду), либо происходят в небольшой степени (ГЦК металлы, низкая эду). Однако, в Al (ГЦК, высокая эду) возврат продолжается в ходе рекристаллизации и $G \neq const$.

Зависимость от температуры Аррениусовского типа $G = G_0 \exp\left(-\frac{Q_G}{RT}\right)$. Для чистых металлов Q_G близка к энергии активации граничной самодиффузии ...

Результирующая зеренная структура определяется соотношением \dot{N}/G .

б) Механизмы образования центров рекристаллизации – еще изучаются.

Флюктуационный (Бекер, Тарнбалл) предполагает, что образование центров происходит в результате термически активированной перестройки атомов в наиболее искаженных участках деформированного металла; вероятность невелика.

Полигонизационный (Бюргерс-Кан-Коттрел) предполагает рост полигонов (субзерен) и одновременное увеличение их разориентации до размера и разориентации зерен.

Перемещение участков границ (Бек) образование центра происходит путем локального изгиба участка границы зерна; к этому участку, с одной стороны границы примыкает особенно крупное субзерно.

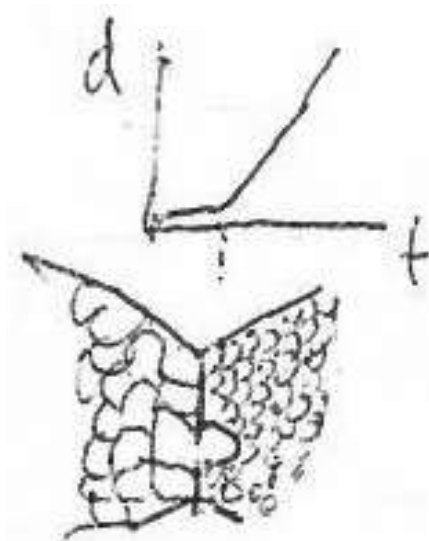


Рис.13.3.

в) Механизмы роста центров рекристаллизации – уже известны.

Мартенситный (Рюргерс, Делингер) путем перемещения дислокационных стенок за счет их термической активации. Не соответствует фактам.

Самодиффузионный – за счет термически активируемого перехода атомов от поверхности искаженного кристалла на поверхность неискаженного через границу раздела. Тогда

$$G = \frac{D_{ep}}{kT} \cdot \frac{\partial \mu}{\partial x} \cong \frac{a^2}{\Delta x} \cdot \frac{kT}{h} \cdot \frac{\Delta \mu}{kT} \cdot \exp\left(-\frac{E_{ep}}{RT}\right) \text{ в соответствии с фактом.}$$

Движущаяся граница как сток для дислокаций имеет различную эффективность в зависимости от строения границ:

- 1) аморфная граница – абсолютный сток дислокаций;

2) граница частичного совпадения – ограниченный сток, так как дислокация, соприкасаясь с границей должна сперва превратиться в граничную дислокацию, а затем релаксировать в ней.

Влияние разориентации центров на скорость их роста $G(\varphi) \sim D_{\text{гп}}(\varphi)$ и действительно при увеличении разориентации φ зерен растет и $D_{\text{гп}}(\varphi)$ и $G(\varphi)$ но не монотонно ...

13.2. Влияние степени, способа и температуры деформации

а) Степень деформации – влияет сильнее на $\dot{N}(\varepsilon)$, чем на $G(\varepsilon)$ поэтому с увеличением ε измельчается зеренная структура металла после рекристаллизации.

б) Способ деформации

в) Температура деформации

13.3. Собираательная и вторичная рекристаллизация – рост зерен, происходящий после первичной рекристаллизации, накладываясь на последние ее стадии.

а) Собираательная рекристаллизация (нормальный рост зерен, при котором сохраняется тип распределения зерен по размерам (обычно логонормальное).

Кинетика собираательной рекристаллизации описывается формулой $d^2 - d_0^2 = kT$, где $k = k_0 \exp\left(-\frac{Q_G}{RT}\right)$ и $k_0 = \frac{ca}{R} \left(\frac{\alpha a \sigma a^3}{d}\right) \exp\left(\frac{\Delta S}{R}\right)$, где a – межатомное расстояние, σ – поверхностная энергия.

Механизм собираательной рекристаллизации такой же, как при росте центров первичной рекристаллизации, но движущей силой является поверхностная энергия ($\Delta\mu = \frac{a^3 \sigma}{d}$). Под величиной d следует

подразумевать наиболее вероятный размер зерен (на кривой распределения).

б) Вторичная рекристаллизация – аномальный рост зерен (огрубления структуры), при котором изменяется тип распределения зерен по размерам (появляется второй «горб»).

Кинетика вторичной рекристаллизации такая же, как у первичной рекристаллизации, т.е. скорость образования центров вторичной рекристаллизации изменяется со временем, а скорость роста постоянна.

Общая кинетика описывается формулой $x = x_{\max} - \exp(-Bt^n)$, где $x_{\max} - \dots$

Механизм образования центров вторичной рекристаллизации

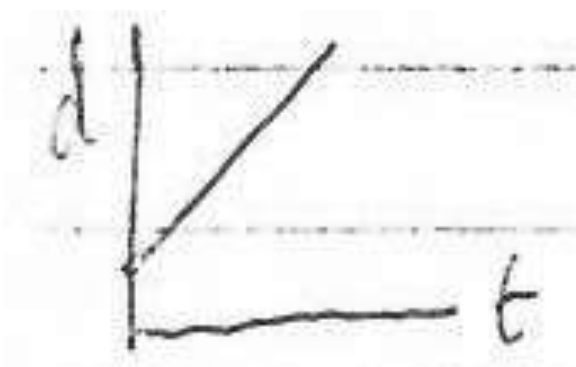


Рис.13.4.

13.4. Диаграмма рекристаллизации – служат для выбора режимов технологической операции – рекристаллизационный отжиг (проводится при температуре, обеспечивающей протекание рекристаллизации).

а) Простые диаграммы рекристаллизации – изображают зависимость температуры начала рекристаллизации (T_p^H) и температуры конца первичной рекристаллизации (T_p^K) от степени деформации ε .

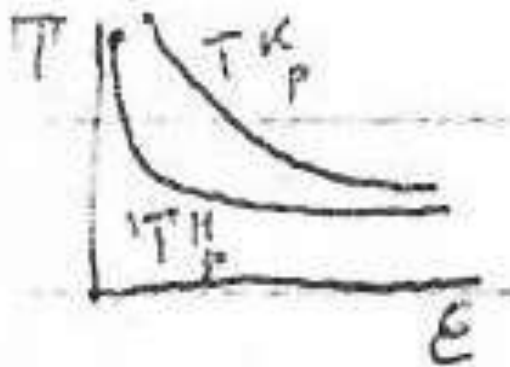


Рис.13.5.

б) Трехмерные диаграммы рекристаллизации – изображают зависимость средней величины (или средней площади) зерна от степени деформации и температуры обработки (первого типа).

Диаграммы рекристаллизации второго типа указывают температуру деформирования металла.

Диаграммы рекристаллизации третьего типа показывают размер зерна после горячего деформирования и после отжига.

в) Условность термина «температура рекристаллизации» – имеет чисто технический характер и относится к конкретному материалу в конкретных условиях обработки и наблюдения рекристаллизации.

13.5. Анизотропия свойств поликристаллических металлов. Текстуры рекристаллизации

Различия свойств материалов в разных направлениях обычно связано с наличием текстуры.

а) Текстуры первичной рекристаллизации – определяются анизотропией скорости роста центров. В ОЦК металлах текстура рекристаллизации совпадает с текстурой деформации на поверхности В ГЦК металлах текстура рекристаллизации повернута приблизительно на 40° вокруг оси $\langle 111 \rangle$.

б) Текстуры вторичной рекристаллизации – определяются анизотропией поверхностной энергии, как правило сильно отличаются от текстуры деформации. Так, например, в трансформаторной стали $Fe-3,5Si$.

в) Текстуры при собирательной рекристаллизации рассеиваются.

13.6. Динамическая рекристаллизация – происходит в ходе горячей деформации и приводит к образованию равноосной зеренной структуры со следами деформации. Проявляется в периодическом изменении напряжений в ходе горячей деформации.

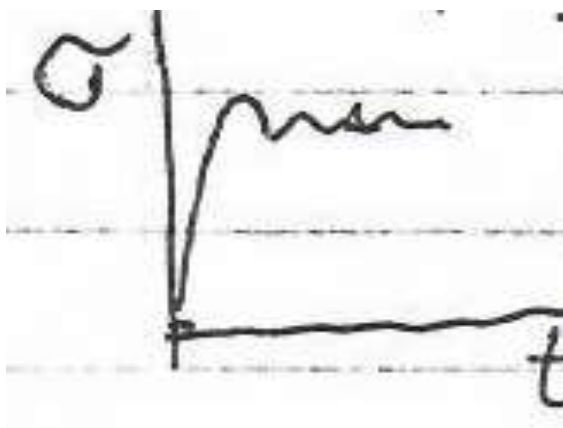


Рис.13.6.

а) Динамическая первичная рекристаллизация – образование и рост новых зерен со следами деформации скольжением, реже двойникованием.

б) Динамическая собирательная рекристаллизация – рост старых зерен.

в) Динамическая вторичная рекристаллизация – образование и рост аномальных зерен.

г) Метадинамическая рекристаллизация – при отжиге после обычной динамической рекристаллизации.

Лекция 14

Ползучесть и релаксация напряжений

При длительном пребывании металлов под нагрузкой даже ниже предела текучести происходят изменения структуры и свойств вследствие ползучести и релаксации напряжений.

14.1. Релаксация напряжений – переход упругой деформации в пластическую ($\varepsilon = \omega$) происходит спонтанно, т.к. приводит к снижению свободной энергии ... закон Гука $\sigma = M\varepsilon$; для стандартного неупругого тела $\sigma + \tau_\varepsilon \dot{\sigma} = M_R(\varepsilon + \tau_\sigma \dot{\varepsilon})$, где M_R – релаксированный модуль упругости; τ_ε – время релаксации при $\varepsilon = const$, τ_σ – время релаксации при $\sigma = const$.

При $\varepsilon = \varepsilon_0 = const$ из модели следует

$$\sigma(t) = M_R \varepsilon_0 + (\sigma_0 - M_R \varepsilon_0) \exp\left(-\frac{t}{\tau_\varepsilon}\right) \text{ обычно } \tau_\varepsilon = \tau_0 \exp\left(\frac{\Delta H}{kT}\right).$$

Релаксационная стойкость материалов может быть оценена по величине τ_ε .

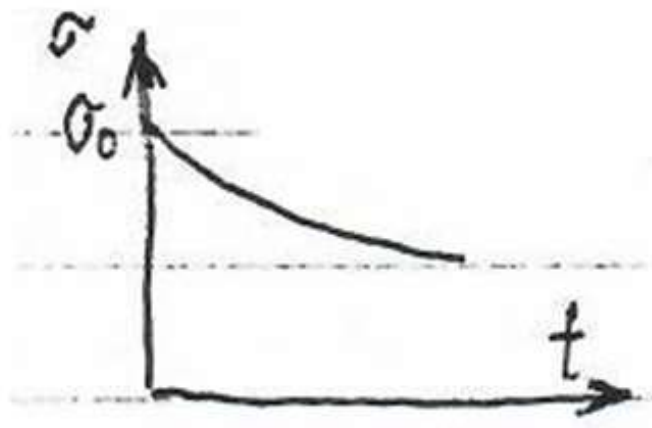


Рис.14.1.

14.2. Основные типы ползучести – медленная пластическая деформация (при $\sigma = const$) при различных приведенных температурах различные типы ползучести:

а) Логарифмическая ползучесть – при низких температурах (...) при $m=1$ $\varepsilon = \alpha \ln t + \beta$ и $\dot{\varepsilon} = \alpha/t$ малочувствительна к изменениям температуры и напряжений.

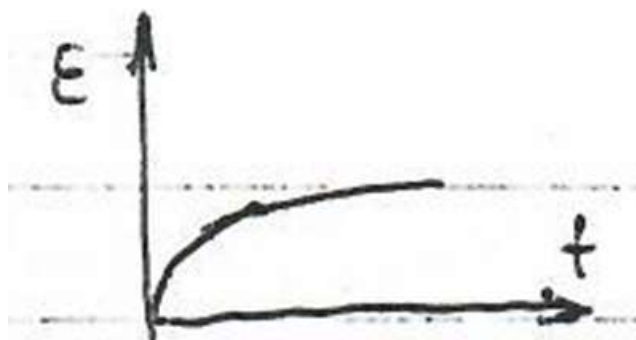


Рис.14.2.

Так в меди при увеличении σ в 3 раза или температуры на 200°C удлинение за время t_1 возрастает всего в 3 раза.

Механизмы:

I истощение подвижных носителей;

II истощение источников дислокаций.

б) Ползучесть с возвратом – при повышенных температурах – основной тип.

I стадия – неустановившаяся ползучесть: $\dot{\varepsilon} = At^{-m}$, ($0 < m < 2$), где $A = f(T, \sigma)$.

Для многих материалов $m = 2/3 \rightarrow \varepsilon = \beta t^{1/3}$.

II стадия – установившаяся ползучесть: $\dot{\varepsilon} = \gamma$ при росте упрочнения на I стадии растет и скорость разупрочнения за счет возврата (или рекристаллизации динамических). Вторая стадия

наступает при выравнивании скорости деформационного упрочнения со скоростью динамического возврата.

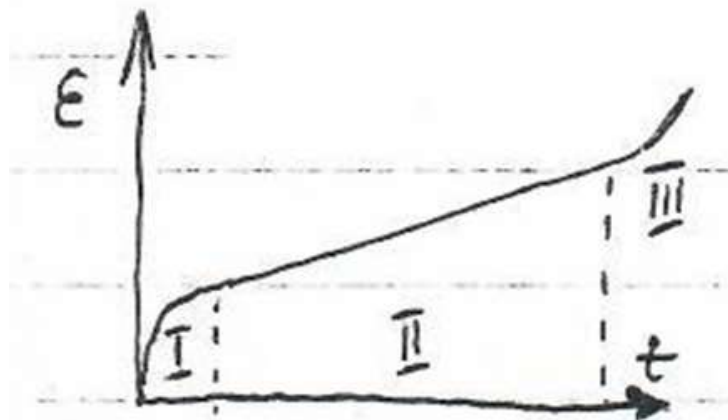


Рис.14.3.

При переползании краевых компонент дислокаций вокруг стопоров:

$$\dot{\varepsilon} = vAN\sigma^n \exp\left(-\frac{U_{\text{эф}}}{kT}\right), \quad (14.1)$$

где ν – частота атомных колебаний;

N – число участвующих в процессе дислокационных сегментов;

A – средняя величина площади, покрываемая сегментами дислокаций между двумя актами преодоления стопоров.

При поперечном скольжении винтовых компонент:

$$\dot{\varepsilon} = vAN \exp\left(-\frac{U - \gamma\sigma}{kT}\right). \quad (14.2)$$

III стадия – ускоренной ползучести: завершается разрушением материала. Может быть связана с образованием шейки, вызванным рекристаллизацией, но основную роль играет накопление повреждений в ходе процесса ползучести.

в) Диффузионная ползучесть – при температурах близких к $T_{пл}$ и малых σ происходит за счет направленной диффузии вакансий. Изучали Пинес Б.Я., а также Херринг и Набарро.

Для бездислокационного кристалла $\dot{\epsilon} \cong \frac{D}{kT} \cdot \frac{a^3 \sigma}{L^2}$; для кристалла с N дислокациями $\dot{\epsilon} = \frac{D}{kT} \cdot \frac{2\pi N a^3 \sigma}{\ln(L/r_0)}$, где r_0 - радиус ядра дислокации.

Вклад дислокаций (путем их переползания) замечен уже при нескольких подвижных дислокациях, а в реальных металлах он является преобладающим.

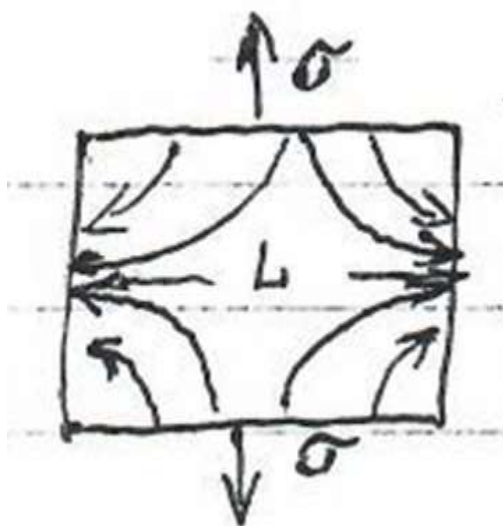


Рис.14.4.

14.3. Связь релаксации напряжений с ползучестью – родственные процессы. Имеются попытки рассчитать кривые релаксации напряжений по известным параметрам для кривых ползучести. Однако, они носят характер эмпирических приемов. Это связано с тем, что параметры известны, в основном, для установившейся ползучести, а релаксацию напряжений следует сравнивать с I стадией ползучести или (при низких T) с логарифмической точностью

14.4. Длительная прочность – величина напряжения, необходимого для разрушения образца материала в течение заданного времени: $\sigma_{100}, \sigma_{1000}$. Для определения длительной прочности проводят испытания материала при повышенных температурах для различных величинах напряжений. Затем строят зависимость времени до разрушения от величины напряжения и методом интерполяции определяют длительную прочность при заданной температуре и длительности испытания.

14.5. Повреждаемость металлов при повышенных температурах

а) Транскристаллитное разрушение – очень редкое: лишь в очень мягких материалах, например, зонно-очищенный Al, в которых высокие напряжения на границах зерен релаксируют путем образования деформационных скидок или рекристаллизации.

б) Клиновидный тип разрушения – зарождение микротрещин в местах стыка трех зерен с последующим распространением вдоль границы. Связано с процессами сдвига вдоль границ зерен при невысоких температурах.



Рис.14.5.

в) Интеркристаллитное разрушение путем образования пор – обычно происходит при более высоких температурах и более низких скоростях деформации, чем клиновидное разрушение. Вдоль границ зерен (перпендикулярных к σ) образуется множество мелких пор.

Число пор постепенно увеличивается, они растут и сливаются, что приводит к разрушению по границе зерен. Зарождение микропор может происходить за счет образования зернограницных уступов при сдвиге. Рост пор за счет притока вакансий от границ зерен.



Рис.14.6.

14.6. Влияние структуры – более существенно при невысоких температурах.

а) Влияние исходной структуры – степень наклепа металла влияет, в основном на I стадию. Предварительное упрочнение может привести к уменьшению величины ε_I . Но большое упрочнение вызовет разупрочнение вначале. Размер зерна влияет, в основном, на II стадию, ускоряя ползучесть за счет зернограницного проскальзывания. Роль дисперсных частиц второй фазы.

б) Изменение структуры при ползучести – на I стадии – формируется стационарная блочная структура. Средняя разориентация и размер блоков зависят от исходной структуры;

на II стадии – блочная структура существенно не изменяется. В конце стадии могут образоваться микротрещины.

14.7. Сверхпластичность – свойства твердых материалов сильно и равномерно пластически деформироваться без разрушения (и без образования шейки!).

Обусловлена теми же физическими механизмами, которые определяют пластичность, однако, в этом случае не происходит упрочнение материала.

а) Простейший случай при ориентации монокристаллов на легкое скольжение при деформации моноCd в плоскости базиса $\delta \geq 1000\%$.

б) Ползучесть сопровождаемая динамической рекристаллизацией

в) Ползучесть в мелкозернистых поликристаллах – за счет значительного вклада зернограницного проскальзывания (но требуется и деформация приграничной зоны – иначе поры). Особенно сильно выражено в НКМ.

Другие механизмы рассматриваются в последующих лекциях (Л 21, Л 23)

Лекция 15

Изменение структуры и свойств при циклическом нагружении

15.1. Воздействие вибронагрузок на структуру и свойства

Упрочнение, возникающее в пластических металлах при циклической деформации, в некоторых отношениях отличается от упрочнения, возникающего при обычной деформации. Вуд показал, что медь, подвергнутая пластической деформации дает значительную внутризеренную разориентацию. При циклическом нагружении разориентировка мала, а при циклическом нагружении возникают дислокации, но, особенно, вакансии.

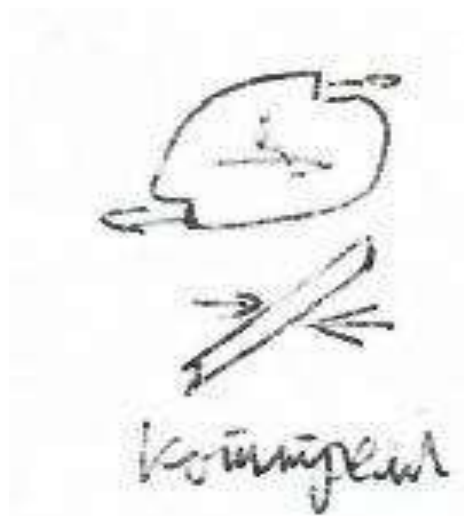


Рис.15.1.

15.2. Ультразвуковое поверхностное упрочнение

Большая скорость нагружения приводит к генерации не только вакансий, но и междоузельных атомов, а также и к более равномерному распределению дислокаций в приповерхностном слое. Это приводит к снятию опасных поверхностных напряжений (растягивающих).

Большая частота нагружения, однако, приводит к быстрому насыщению кривой упрочнения с дальнейшим переходом в область разрушения.

15.3. Дробеструйная обработка

Весьма распространенный способ повышения усталостной прочности материалов за счет интенсивного наклепа приповерхностного слоя металла.

15.4. Типы усталостных характеристик (по Вёлеру)

По склонности металлов к усталостному разрушению:

I тип (железо, мягкая сталь, алюминий, некоторые сплавы Al, Ti, Mg) при некотором числе циклов нагружения ($10^5 \div 10^7$) достигается предел усталости σ_w . Напряжения меньше σ_w не вызывают разрушения при

II тип (большинство металлов и сплавов) – падение S продолжается с увеличением N вплоть до 10^{10} циклов. Усталостная прочность – определяется как разрушающее напряжение для заданного числа циклов.

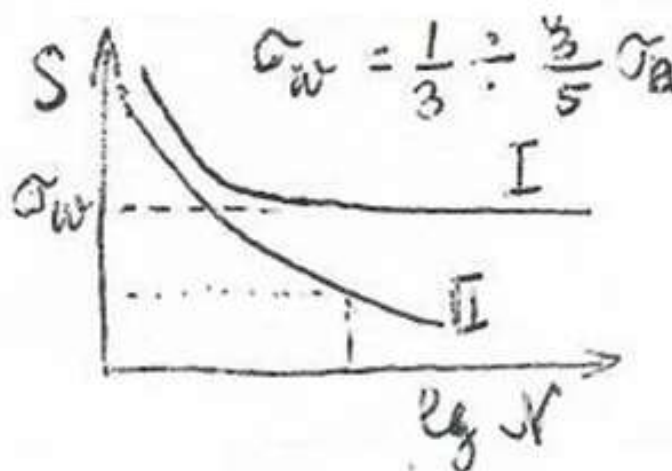


Рис.15.2.

15.5. Приспособляемость, гистерезис и повреждение

Эффект приспособления может объяснить возникновение резкого предела усталости в мягкой стали при непрерывном увеличении знакопеременных напряжений, начиная с уровня, лежащего ниже предела усталости (см. деформация старения).

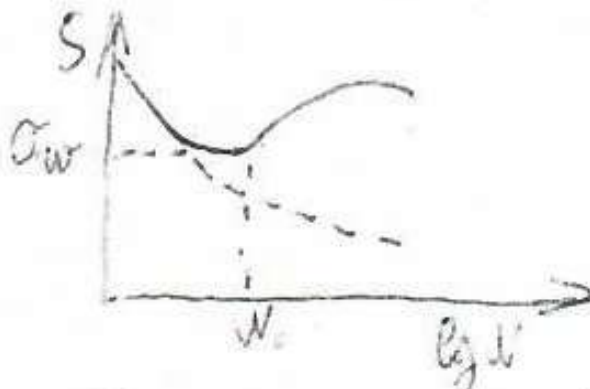


Рис.15.3.

При большом уровне знакопеременных напряжений, как в стали так и во всех материалах усталостная прочность уменьшается (а также время до усталостного разрушения при данном напряжении) при увеличении N за счет повреждения, которое накапливается постепенно.

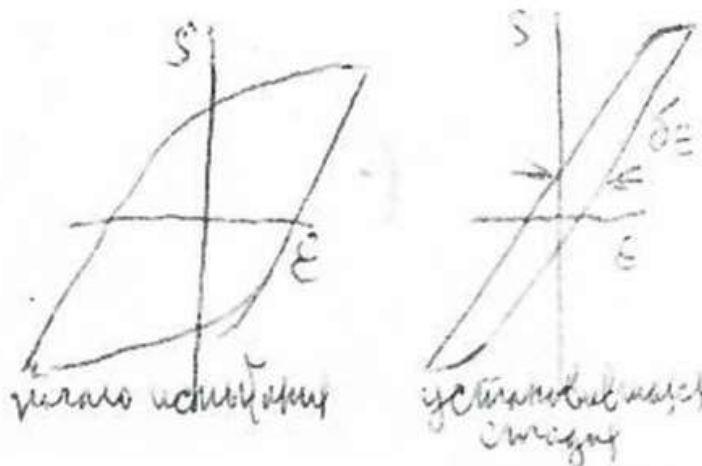


Рис.15.4.

Петля гистерезиса кривых «напряжение деформации» в начале широкая. Затем в ходе испытания за счет упрочнения она сужается до уровня характерного для установившейся стадии (обычно до 5%N). При приближении к полному разрушению пластическая деформация за полуцикл вновь возрастает, вероятно, вследствие концентрации напряжений у трещин. Это дает возможность, в принципе, прогнозировать приближение усталостного разрушения по кривой гистерезиса.

Прогнозировать усталостное разрушение можно и методом регистрации акустической эмиссии. Сигналы АЭ появляются еще до видимого развития разрушения. Они усиливаются при образовании микротрещин. Было найдено соотношение между увеличением длины трещины Δl за один цикл усталостных испытаний и суммой амплитуд сигналов:

$$\Delta l \approx (\Sigma A^2) E / k^2, \quad (15.1)$$

где E - модуль упругости;

k - коэффициент концентрации приложенных напряжений.

15.6. Влияние условий испытания и структуры металла

а) Комбинация постоянного и переменного напряжения (обычное в технике)

статическое растяжение – понижает усталостную прочность при «растяжении-сжатии» и при кручении;

статическое сжатие повышает усталостную прочность при «растяжении - сжатии» и при кручении;

статическое кручение – незначительно влияет на усталость при кручении;

статический изгиб – понижает усталостную прочность при кручении.

б) Комбинация различных видов переменного напряжения

в) Частота циклического нагружения – если амплитуда напряжения превосходит предел усталости, то более низкой частоте соответствует меньшая долговечность. При комнатной температуре σ_w незначительно зависит от частоты.

г) Температура испытания При повышении температуры испытания большим скоростям нагружения соответствуют большие долговечности, если их измерять числом циклов до разрушения. Так ст. 17 в интервале $400 \div 500^\circ\text{C}$ кривые усталости совпадают (если долговечность выражать в единицах времени). При изменении скорости деформации в пределах от 10 до 2000 циклов в минуту.

Для технического железа и мягкой стали существует количественная корреляция между влиянием температуры на σ_s и σ_w . В других материалах имеется лишь качественное соответствие влияния температуры на σ_s и σ_w .

д) Влияние размера зерен Для армко- железа было установлено, что $\sigma_w = c_1 + c_2 d^{-1/2}$, т.е. зависимость аналогичная $\sigma_s(d)$ в углеродистой стали следует учитывать наличие перлита. Однако и здесь зависимости σ_s и σ_w от расстояний ... аналогично.

е) Влияние надрезов и других концентраторов напряжения – места зарождения усталостного разрушения. Коэффициент надреза при усталости определяется как отношение сопротивления усталости образца без надреза к сопротивлению усталости того же образца с надрезом.

Коэффициент чувствительности к надрезам:

$$\eta = \frac{j-1}{q-1}, \quad (15.2)$$

где q - коэффициент концентрации напряжений (отношение эффективного напряжения и номинального). Величина $\eta = 0 \div 1$.

15.7. Механизмы усталостного разрушения

а) Изменение структуры в ходе испытания – в меди и алюминии доминирующим признаком на ранних стадиях испытания – появление дислокационных петель. В Al-сплавах затем развитие скоплений ступенек, а наиболее поздних стадиях – образуются размытые малоугловые границы путем объединения скопления дислокаций. Эти границы затем постепенно становятся более четкими (в них выявляются все новые дислокации).

б) Влияние отжига образцов – в Cu при 300÷400°C петли удаляются, выделяется накопленная энергия, но усталостное упрочнение не снимается полностью даже до 600°C.

в) Локальные изменения структуры – появление экструзий и интрузий.

г) II стадия усталостного разрушения.

Образование усталостных трещин – форсайт – трещины образуются внутри интрузии.

По Мотту – образование поры в момент совпадения положения краевых дислокаций

По Котралу и Холлу – дислокационный механизм образования экструзий и интрузий.

д) Распространение усталостных трещин – прерывисто (связано с циклами напряжений) ...

усталостная трещина распространяется медленнее (II стадия усталостного разрушения) пока ее размер не достигнет величины порядка 1 мм; иногда ступенчато переходя от одной полосы скольжения к другой. На этой стадии некоторые трещины могут и

III стадия усталостного разрушения. Одна из трещин оказывается достаточно велика (больше 1 мм), чтобы напряжение у ее конца в течение каждого цикла растяжения приводила к распространению трещины (со значительно большей скоростью, чем на II стадии). «Критическая длина трещины» зависит от свойств металла, но она тем меньше, чем ближе предел текучести к пределу прочности (например, в сильно упрочненных металлах).

15.8. Термоциклирование и термоусталость (Боас, Хоникомб, Бочвар)

а) термоупругая и термопластическая деформация – впервые обнаружена в анизотропных металлах (Zn, Cd, Sn, α -U и др.), но имеет место и в изотропных металлах при значительном градиенте термических напряжений (зависит от $gradT$ и от величины к.т.р.)

$$\sigma = \frac{2}{3(1-\nu)} \int_{T_1}^{T_2} E(\alpha_c - \alpha_0) dT.$$

б) Изменение размеров (рост) при термоциклировании – ранние исследования роста U-стержней в ТВЭЛ'ах. Роль аксиальной текстуры. Механизм термического стопорения (Храновика); изменение вида деформации в процессе повышения температуры (сдвиг – ползучесть приграничная и субструктура). Механизмы роста в изотропных металлах – в Al $\Delta l = 75\%$ после 500 циклов.

Механизмы роста в многофазных сплавах – напряжение вследствие различных к.т.р. в составляющих фазах сплава.

Механизмы роста при фазовых превращениях – например, $\alpha \leftrightarrow \gamma Fe$.

в) Ускорение ползучести при термоциклировании – влияние амплитуды циклического напряжения тем меньше, чем выше температура испытания; при малых долговечностях снижение прочности, вызванное циклическим напряжением, оказывается более заметным, чем при больших долговечностях.

г) Сверхпластичность под влиянием циклических компонент температуры (наблюдается в некоторых материалах со значительной анизотропией) ...

д) Термоусталость – в закрепленных деталях механизмов с неоднородным распределением температуры; установлено, что долговечность при термоусталости, выраженная числом циклов до разрушения N , и амплитуда пластической деформации за цикл ε_p связаны отношением $\varepsilon_p N^{1/2} = const$, (обычно $N \leq 10^5$). Формула пригодна для различных материалов, температур и способов.

Лекция 16

Упрочнение металлов при легировании

16.1. Влияние растворимых элементов на предел текучести и деформационное упрочнение

В ОЦК-металлах – примеси сильно влияют на плотность, слабее на упрочнение.

В ГЦК-металлах – примеси слабо влияют на пластичность, сильнее на деформационное упрочнение.

а) Влияние растворенных элементов на предел текучести ГЦК металлов.

$$\frac{d\tau}{dc} = K\theta^n = K\left(\frac{1}{a} \cdot \frac{da}{dc}\right), \text{ где } n \approx 2 \text{ по Флейшеру } \frac{d\tau}{dc} \approx \varepsilon_s' = (\varepsilon_G' - 3\varepsilon_\tau)$$

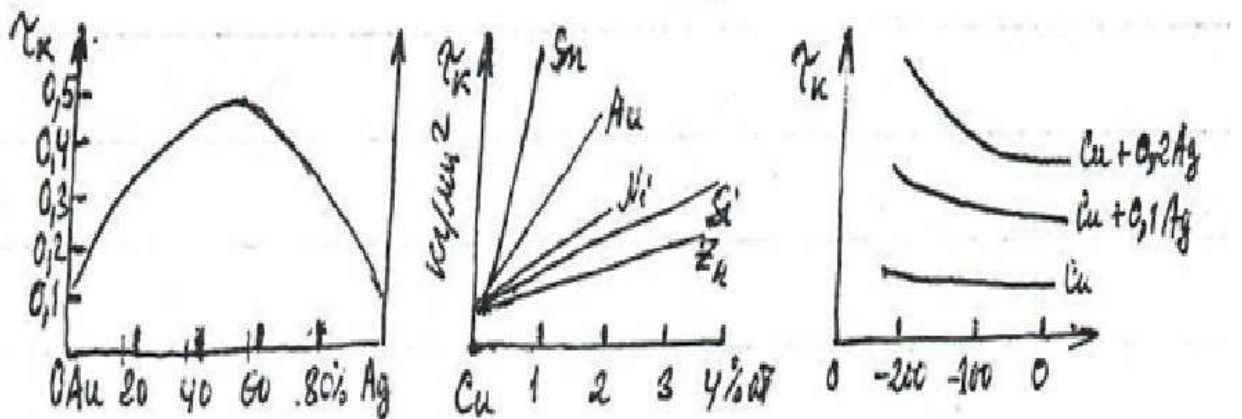


Рис.16.1.

Аддитивность влияния легирующих элементов (при невысокой концентрации). При малых концентрациях зависимость τ_k и σ_s от c почти линейная. Степень влияния элемента возрастает с увеличением разности параметров атомов. Температурная зависимость τ_k и σ_s усиливается.

б) Влияние растворенных элементов на деформационное упрочнение ГЦК.

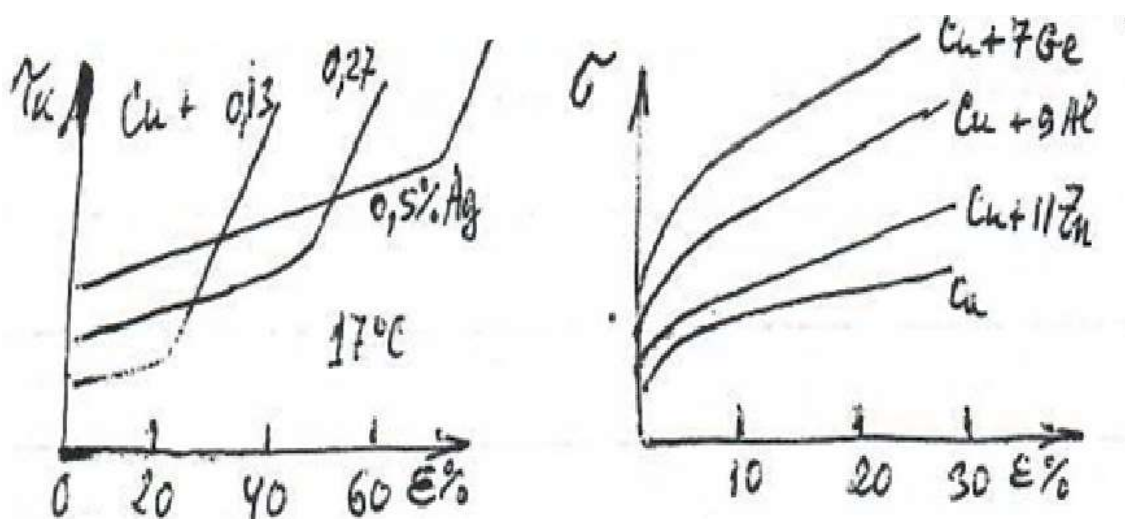


Рис.16.2.

В монокристаллах легирование увеличивает протяженность I стадии и II стадии вследствие уменьшения вероятности поперечного скольжения (снижение э.д.у.). Увеличивается коэффициент упрочнения $\frac{\partial \tau}{\partial \epsilon}$ и $\frac{\partial \sigma}{\partial \epsilon}$, но не очень сильно. Аддитивность возрастания общего упрочнения.

16.2. Влияние легирования на текстуры деформации

Смолмэн показал, что текстура (прокатка???) ГЦК металлов по мере легирования меняется $(12\bar{1})[111] \rightarrow (362)[347] \rightarrow (153)[11\bar{2}] \rightarrow (110)[1\bar{1}2]$ или текстура «латуни» и степень изменения характера текстуры зависит от изменения э.д.у. Аналогично в аксиальной текстуре $\langle 111 \rangle + \langle 100 \rangle + \langle 121 \rangle$ усиливается компонента $\langle 100 \rangle$. Для ОЦК металлов изменения текстуры при легировании незначительны.

16.3. Физическая природа упрочнения при легировании (твердые растворы)

Существует несколько механизмов вызывающих трение при движении дислокаций:

а) Упрочнение за счет ближнего порядка (по Фишеру)

$$E_{AB} \neq \frac{1}{2}(E_{AA} + E_{BB}) \quad \tau = \gamma/b, \quad (16.1)$$

где γ – энергия разупорядочения /см²; (для латуни 70/30 → $\gamma = 10$ эТ/см²).

б) Упрочнение за счет искажений решетки (по Мотту-Набарро).

в) Упрочнение за счет увеличения сил Пайерлса- в ОЦК металлах при больших концентрациях $\sigma_i = \sigma'_i + \sigma''_i$, где $\sigma'_i(c)$, а $\sigma''_i(T)$ - сила PN .

г) Упрочнение за счет упорядочения внедренных атомов около дислокации (по Снеку).

Существует также несколько механизмов закрепления дислокаций:

а) Упругое взаимодействие с растворенными атомами (по Коттреллу).

б) Химическое взаимодействие с растворенными атомами (по Сузуки) в ГЦК.

в) Совместное влияние размерного фактора и упругих постоянных (по Флейшеру).

16.4. Резкий предел текучести; площадка текучести; полосы Чернова-Людерса

Наблюдались впервые при испытании мягкой стали (технического железа) в достаточно жесткой машине.

Верхний предел текучести (σ_s^A) – после достижения которого начинается деформация с переходом к нижнему пределу текучести

(σ_s^B) – зависит от размера зерен ($\approx D^{-1/2}$), а отношение $\frac{\sigma}{\sigma_s}$ зависит, также, от концентрации C и N в твердом растворе.



Рис.16.3.

Площадка текучести (BC) – пластическое течение происходит при постоянном напряжении. Формально соответствует модели «идеально пластического тела»; фактически соответствует распространению вдоль образца полос Чернова-Людерса; в области полос поперечное сечение образца уменьшается.

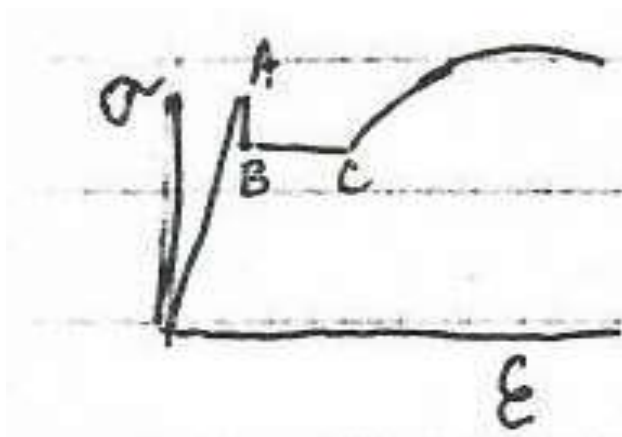


Рис.16.4.

Коттрелл объяснил резкий предел текучести закреплением дислокаций атмосферами примесей. σ_s^B соответствует отрыву дислокаций от атмосфер. Сейчас считают, что происходит не отрыв закрепленных дислокаций, а генерация новых – свободных от примесных атмосфер.

Зуб текучести наблюдается, также, при испытании поликристаллического $Mo(+)$: монокристаллов $Fe(+0,002 - 0,01\% C+N)$; $Cd(+N)$; $Zn(+N)$; $\beta-CuZn(+N)$; Ge у кристаллов твердых растворов замещения он обычно не наблюдается при малых концентрациях, но четко проявляется при больших концентрациях (моно- $Cu_{30}Zn$, $Cu_{10}Zn$,)

Резкий предел текучести вреден для глубокой штамповки (локальное деформационное разрушение). Лучший способ борьбы – дополнительное легирование элементом связывающим ...

16.5. Деформационное старение – если после достижения резкого предела текучести разгрузить образец, а затем непосредственно вслед за этим нагрузить снова, то зуба текучести не получается. После выдержки образца при комнатной температуре (для стали) или кратковременного нагрева ($50-150^\circ C$ для сплавов) при повторном нагружении зуб текучести снова появляется. Это явление, известное как деформационное старение. Коттрелл объяснил как результат повторного образования атмосфер примесей около подвижных дислокаций.

16.6. Влияние температуры деформации. Эффект ...

С повышением температуры деформации зуб текучести постепенно исчезает и, при не слишком больших скоростях деформации, кривая напряжение – деформация приобретает пилообразный характер.

Впервые это явление наблюдали Портевен и Ле-Шателье на техническом железе (+C) при температуре от 100 до 300°C. Этот эффект свойствен, также, твердым растворам замещения (латунь $Cu + 5Zn$; $Al - Mg$) в моно- и поликристаллических образцах.

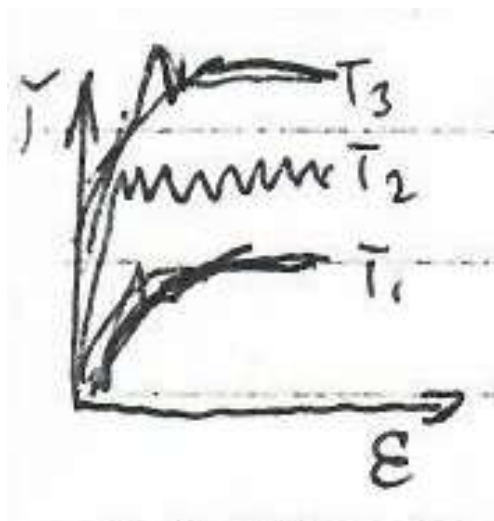


Рис.16.5.

Явление, несомненно, связано с диффузией атомов растворенного вещества к скользящим дислокациям. Этому процессу (в сплавах замещения) способствуют вакансии образующиеся во время деформации, которые образуют комплексы с атомами примеси. Слабо закрепленные дислокации отрываются от атмосфер, но, одновременно, образуются новые дислокации. При еще более высоких температурах зубцы на кривой деформации исчезают.

16.7. Влияние примесей на разрушение весьма существенное.

а) Пластическое разрушение – легирование, приводящее к образованию твердого раствора, хотя и увеличивает предел прочности и иногда равномерное удлинение, вероятно, всегда уменьшает сужение поперечного сечения (ψ), за исключением тех случаев, когда введение легирующего элемента уменьшает охрупчивающее влияние

примеси, уже присутствующей в сплаве. Уменьшение ψ обычно мало по сравнению с увеличением σ_B .

б) Хрупкое разрушение – влияние легирования оценивается по изменению Элементы повышающие T_x – в ОЦК металлах, в основном, примеси внедрения (0,01% в *Fe* повышает T_x на 200°C; *P, S*), но и *Si, Cu, Mo*. В ГЦК металлах – в основном, малорастворимые примеси сегрегирующие по границам (*Cu – Bi; Ni*). Элементы снижающие T_x - в стали *Ni* и *Mn*, в *W* и *Mo* - *Re, Fe*.

Лекция 17

Влияние легирования на процессы разупрочнения

17.1. Влияние легирования на деформационное разупрочнение

Повышение концентрации твердых растворов замещения приводит к усилению локализации деформации, например, за счет возникновения полос Чернова–Людера (например, монокристаллы Cu-30Zn, Cu-10Zn...).

17.2. Влияние примесей на кинетику отдыха – примесные атомы образуют комплексы с атомами в междоузлии и вакансиями. Если учитывать корреляцию лишь в первой координационной сфере, то для $c_n < 1\%$ атомное число пар:

$$\frac{n}{n_0} = k c_n \exp\left(\frac{\varepsilon_d}{kT}\right), \quad (17.1)$$

где n_0 – число свободных вакансий;

ε_d – энергия диссоциации пары;

k – координационное число решетки.

В очень чистых металлах

$$\frac{n}{n_0} = k(c_n - n) \exp\left(\frac{\varepsilon_d}{kT}\right). \quad (17.2)$$

Здесь, однако, играет большую роль блокировка дислокационных стоков. Влияние примесей на кинетику отдыха можно рассчитать на АЭВМ.

17.3. Влияние примесей на кинетику полигонизации – определяется взаимодействием примесей с краевыми и винтовыми дислокациями

а) Переползание краевых дислокаций замедляется примесями сильнее, чем перемещение вакансий. Мотт предположил, что примеси сильнее взаимодействуют с порогами (выражение Зегера и Шокли). Частичная релаксация упругих напряжений при образовании атмосфер Коттрелла и замедление дрейфа включает изменение соотношения скоростей коалесценции субзерен за счет кооперативной диффузии и коопер. переползания.

б) Влияние примесей на поперечное скольжение винтовых дислокаций. Внедренные атомы в ОЦК решетке образуют поле из гидростатических и касательных напряжений примеси замещения взаимодействуют с винтовыми дислокациями за счет нелинейных эффектов (ангармонизм), приводящих к изменению объема кристалла. Следует учесть и отличие модулей.

в) Влияние примесей на температурный коэффициент скорости полигонизации – Q растет.

17.4. Влияние примесей на кинетику рекристаллизации – весьма сильное.

а) скорость зарождения – 0,027 % ... Ag к меди (99,999 %) уменьшает N в $2 \cdot 10^6$ раза. Аналогичное действие оказывают и малые добавки P, As и Cd.

б) скорость роста – 0,01 % вес. примеси к очень чистому Ni приводит к замедлению роста центров в 10^{11} раза. При этом резко возрастает Q_G (от 25 до 70 ...).

17.5. Влияние легирования на степень возврата свойств перед рекристаллизацией

Зонно-очищенное железо деформированное на 10 % не рекристаллизуется. При отжиге вследствие сильной полигонизации при 250°C. Добавка 0,003 % *C* приводит к восстановлению способности к рекристаллизации. Аналогичное влияние оказывают малые добавки *Li* к зонно-очищенному алюминию.

17.6. Влияние легирования на текстуры рекристаллизации – поскольку легирование изменяет текстуру деформации оно влияет и на текстуру рекристаллизации. Однако легирование влияет и на анизотропию скорости роста центров рекристаллизации.

а) влияние через текстуру деформации – так текстура прокатки чистой меди с увеличением степени деформации приближается к системе $\{112\}\langle 111 \rangle$ со следами системы $\{100\}\langle 001 \rangle$, которая и развивается в ходе первичной рекристаллизации (~ 100% при $\varepsilon = 96\%$ и ...). Добавки в меди *Zn*, *Sn*, *As* и др. приводит к развитию при прокатке, а при рекристаллизации кубическая текстура вытесняется текстурой $\{113\}\langle 211 \rangle$.

В обоих случаях текстура рекристаллизации получается взаимным поворотом зерен вокруг оси $\langle 111 \rangle$ на угол от 25 до 40°. Аналогично ведут себя сплавы *Fe+18Cr+8Ni*. Осесимметричная деформация металлов с ГЦК решеткой приводит к возникновению двойной аксиальной текстуры $\langle 100 \rangle + \langle 111 \rangle$ с небольшими участками $\langle 211 \rangle$. Легирование *Cu* добавками *Zn*, *Ga*, *Ge*, *As* приводит не только к изменению соотношения $\langle 100 \rangle / \langle 111 \rangle$ за счет изменения энергии дефектов упаковки, но и к более сильному изменению текстуры рекристаллизации $\langle 100 \rangle + \langle 111 \rangle + \langle 211 \rangle$.

б) влияние через анизотропию скорости роста – Ост и Раттер в 1959 году показали, что добавка $6 \cdot 10^{-3}\%$ *Sn* в свинец уменьшает *G* произвольных большеугольных границ более, чем в 10^3 раза. Напротив,

границы частичного сопряжения гораздо менее чувствительны к присутствию Sn этой концентрации. Поэтому в зонно-очищенном Pb получается после отжига при $300^\circ C$ рассеянная текстура, а при добавках Sn от $5 \cdot 10^{-4}$ до $4 \cdot 10^{-3} \%$ наблюдается текстура соответствующая поворотом кристаллов на $30 \div 50^\circ$ вокруг оси $\langle 111 \rangle$ или 28° вокруг оси $\langle 100 \rangle$. При содержании от 0,5 до $10 \cdot 10^{-2} \%$ Sn относительные ориентации зерен вновь становятся произвольными. По данным Филиппов кубическая текстура рекристаллизации характерная для Cu 99,999% ($\epsilon=95 \%$, $300^\circ C$). Добавка 0,0025 % от P дает полное рассеяние текстуры рекристаллизации. Позднее Вефер показал, что очень малые добавки (например, 10^{-4} до $10^{-3} \%$ от Pb или $5 \div 10 \cdot 10^{-3} \%$ от Ag в меди) создают максимальную кубическую текстуру рекристаллизации. Близкие результаты по зонно-....

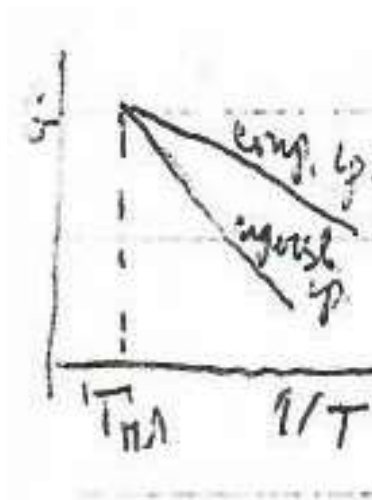


Рис.17.1.

Повышение температуры отжига приводит к выравниванию скоростей роста разных типов границ. Поэтому при высоких температурах текстуры рассеиваются.

17.7. Влияние легирования на релаксацию напряжений и ползучесть

а) влияние легирования на релаксацию напряжений – в основном, через влияние примесей на термически активируемую подвижность дислокаций.

б) влияние легирования на ползучесть с возвратом – легирование снижает степень деформации, соответствующей стадии установившейся ползучести при данном напряжении. Уменьшается и скорость ползучести на второй стадии. Эффект легирования на скорость установившейся ползучести сильнее, чем влияние легирования на диффузионную подвижность вакансий. Поэтому основное влияние здесь связано с замедлением переползания дислокаций, как за счет образования атмосфер, так и за счет снижения э.д.у. Первый механизм существенно зависит от температуры, так как энергия взаимодействия примесных атомов с дислокациями не очень велика. Эффективность снижения э.д.у. зависит не только от легирующего элемента, но и от электронного строения основы. В сплавах на основе диамагнетиков (*Cu*, *Ag* и др.) э.д.у. слабо меняется с температурой ($\gamma/G_b = const$) и поэтому легирование, снижающее э.д.у. весьма сильно замедляет ползучесть при высоких температурах. В сплавах на основе ферромагнетиков (*Co*) зависимость $\gamma(T)$ более сильная, чем в диамагнетиках, но все же легирование снижающее э.д.у. является полезным для снижения скорости установившейся ползучести. Наименее благоприятна обстановка в сильных парамагнетиках (например, сталь 18-8). Здесь зависимость $\gamma(T)$ настолько велика, что скорость ползучести быстро растёт с температурой ($\Delta H_{\pi}=75 \dots$). Упрочнение *Ni* при ползучести определяется соотношением:

$$\varepsilon_n = \varepsilon_0 - \frac{d\varepsilon_n}{dc} c, \quad (17.3)$$

где c – атомная концентрация растворенного элемента;

ε_n – деформация ползучести;

ε_0 – мгновенная деформация.

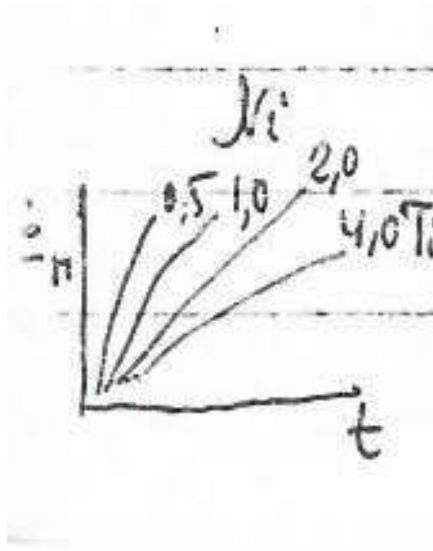


Рис.17.2.

Лекция 18

Изменение структуры и свойств при поверхностном легировании

18.1. Роль поверхности реальных кристаллов в формировании комплекса физико-механических свойств

а) Эффект Иоффе А.Ф. (1920 г.) – повышение прочности кристалла $NaCl$ (...) при растяжении в насыщенном растворе $NaCl$, вследствие растворения поверхностного слоя с микротрещинами.

б) Эффект Ребиндера П.А. (1926 г.) – понижение прочности неметаллических кристаллов при деформации в среде, содержащей поверхностно-активные вещества. Они адсорбируются на поверхности и мигрируют к основанию трещины. Развивается капиллярное давление.

в) Эффект Роско Р. (1934 г.) – повышение прочности металлических кристаллов при их легком окислении. Окисная пленка (< 20 атомов) на поверхности монокристаллической проволоки Cd увеличивает τ_c на 50%; с увеличением толщины пленки до 1200 атомов τ_c увеличивается на 100 %; затем спад. После снятия пленки с поверхности монокристалла (щеткой, смоченной разбавленной кислотой) τ_c понижается до нормальной величины. Роско предположил, что повышение прочности обуславливается залечиванием субмикроскопических трещин с помощью пленки, аналогично эффекту Иоффе А.Ф.

Коттрелл подтвердил на Cd и установил на Zn и Al (Такамура) повышение τ_c , но в еще большей степени влияние на характер кривых «напряжение-деформация» и $\theta = \frac{\partial \tau}{\partial \varepsilon}$.

Рид – на моно- Cd окисная пленка вызывает более быстрое повышение Q^{-1} с увеличением A колебаний.

Баррет – заметил аномальное кратковременное закручивание образца при снятии окисного слоя.



Рис.18.1.

Кинг – обнаружил возрастание напряжения двойникования моно-*Cd* на окиси (30 %) и гидроокиси (50 %).

Паркер – замедление ползучести при поверхностном окислении *Al*, *Cu* и *Zn*, *Cd* (Рид).

18.2. Влияние металлических поверхностных пленок на механические свойства металлов

Хромовое покрытие на ст. 30Х существенно снижает δ , ψ и S_K по мере увеличения толщины. Снижает, так же, предел усталости σ_w ; действует как концентратор напряжений. На дюралюминии оно, наоборот может быть полезным. Механизм не всегда ясен.

а) критическое напряжение сдвига τ_c – Кинг установил, что пленки *Au* от 1500 до 24000 Å повышают τ_c моно-*Cd*; Гилман и Рид – медные пленки на моно-*Zn*, *Pb*, *Sn* влияют слабо; ... – изучал влияние более толстых слоев на моно-*Cu* – *Ni* не действует; $Ni + Cr \rightarrow \tau_c \uparrow$.

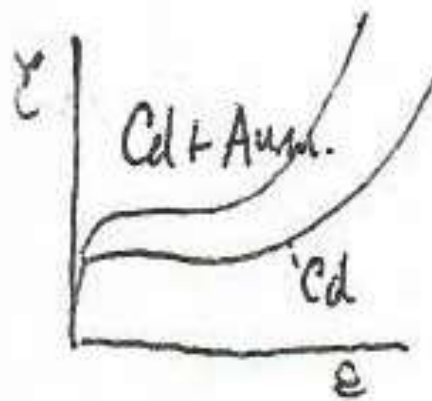


Рис.18.2.

б) деформационное упрочнение θ – по Кингу растет (1200 \AA Au /моно- Cd); по ... сокращается или исчезает первый участок на кривой деформации; по Гилману растет θ .

в) деформация двойникованием – Гилман – 5000 \AA Cu /моно Zn напряжение двойникования возросло от 40 до 100 %; ширина двойников уменьшилась.

г) разрушение – Гилман 3000 \AA Cu /моно Zn снижает напряжение разрушения S_K ; ... установил, что эффект сильно зависит от ориентации монокристаллов (см.рис.18.3).

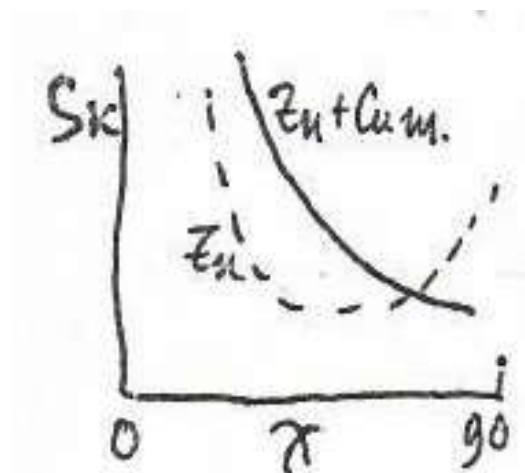


Рис.18.3.

д) ползучесть – результаты неясны и искажаются протеканием диффузии.

е) усталость – на поликристаллах планирование дюралю Al снижает σ_w , а Cr – увеличивает.

ж) механизм влияния поверхностных пленок – Брем и Эванс показали, что на границе раздела пленка-кристалл образуется сетка дислокаций, которая взаимодействует с дислокациями, возникающими из источников внутри материала. Перемещение дислокаций внутри поликристаллической пленки затруднено. Под поверхностью планированного кристалла возникает скопление дислокаций и внутренние напряжения затрудняющие работу источников дислокаций. Приложенное напряжение должно возрастать с увеличением ε до тех пор, пока заблокированные дислокации не пройдут через поверхностную пленку. Стационарное состояние возникает тогда, когда скорость прохождения дислокаций через пленку станет равной скорости генерации дислокаций внутри кристалла. В результате растет τ_c , а упрочнение наступает при более высоких напряжениях.

18.3. Изменение свойств металла при поверхностном легировании

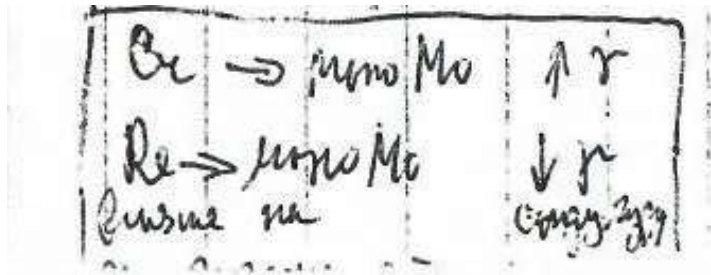
Способы поверхностного легирования – диффузия, имплантация, соосаждение.

а) критическое напряжение сдвига – Розе (1957 г.) установил, что моно- Cu (\varnothing 9,5) с пленкой Ag ($4 \cdot 10^{-4}$ см) мало изменяет свойства, но, после диффузии на глубину $3 \cdot 10^{-2}$ см растет τ_c на $\sim 50\%$, что соответствует уровню τ_c монокристалла сплава $Cu + 0,5\% Ag$.

б) форма кривых «напряжения деформации» – Адамс (1958 г.) изучал монокристаллы Cu с различной концентрацией Zn в поверхностном слое (на растяжение). При небольшой концентрации Zn после небольшой предварительной деформации и отжига при $200^\circ C$ наблюдалась площадка текучести (как монокристаллы латуни той же концентрации). При более высоких концентрациях τ_c на поверхности

становится больше, чем τ_c внутри кристалла и площадка текучести исчезает, но поверхностный слой продолжает препятствовать выходу дислокаций и упрочнение сохраняется частично. Поэтому эффективность повышения концентрации Zn в поверхностном слое постепенно снижается.

Cr \rightarrow моно-Mo $\uparrow \gamma$



Re \rightarrow моно-Mo $\downarrow \gamma$

влияет на ...

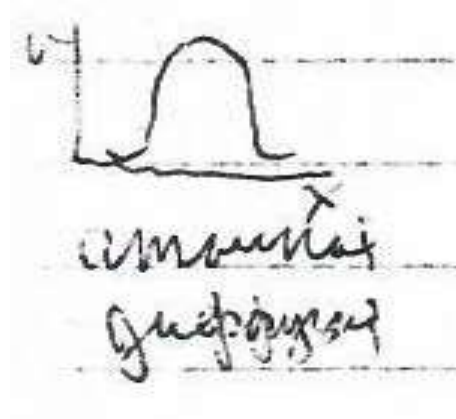


Рис.18.4.

в) скорость ползучести – Паркер (1951 г.) исследовал влияние тонкого Cu покрытия на Zn монокристалле. В результате диффузии возникал на поверхности сплав, а скорость ползучести уменьшилась в 7 раз. После удаления пленки восстанавливается исходное значение $\dot{\epsilon}$. Опыты на поликристаллическом Zn не дали заметного эффекта.

г) электрические и магнитные свойства– электропроводность при высоких частотах («скин-эффект»). Влияние на экзотермическую эмиссию (эффект Крамера).

18.4. Влияние среды на свойства

а) поверхностно-активные вещества и электролиты – развитие эффекта Ребиндера ползучесть Pb, Sn, Cu при испытании в парафиновой ванне, значительно увеличивается при добавлении малых количеств ПАВ. Степень разупрочнения зависит от концентрации ПАВ и длины активной молекулы. Электролиты также влияют на механические свойства металлов. При приложении потенциала между образцом и электролитом получающаяся кривая изменения установившейся скорости ползучести в зависимости от величины потенциала напоминает электрокапиллярную кривую – Андраде показал влияние собственно электролита.

б) коррозионная усталость – одновременное действие внешнего циклического напряжения и коррозионной среды. Изменение усталостных характеристик при испытании Cu образцов в вакууме. Снижение усталостной прочности под действием коррозионно-активных сред (например, морская вода). Лучшим средством против коррозионной усталости является применение коррозионно-стойких сплавов, а не сплавов с повышенным пределом выносливости; последние можно применять лишь в сочетании с вполне надежным покрытием.

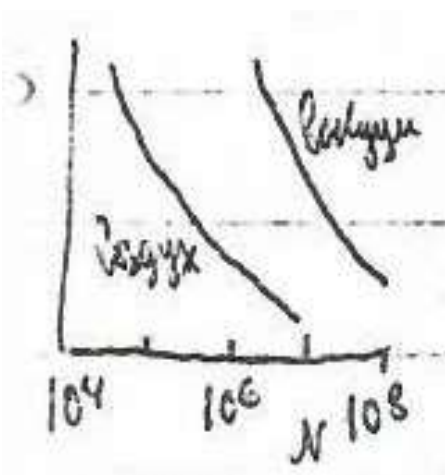


Рис.18.3.

в) фреттинг-коррозия – относится к явлениям, родственным коррозионной усталости. Она возникает между двумя поверхностями, движущимися периодически относительно друг друга, и представляют собой процесс удаления продуктов коррозии с поверхностей; при этом в результате сварки неровностей происходит унос с поверхности частиц.

г) коррозионное растрескивание (коррозия под напряжением) – разрушение, которое происходит при одновременном воздействии напряжений и коррозионной среды. Отличие механических свойств (кратковременных и длительных) в вакууме и на воздухе. Разрушение может носить транскристаллитный, но чаще интеркристаллитный характер. Коррозионное растрескивание латуни (сезонное) – роль Hg и NH_3 – структурный фактор. Разрушающее напряжение тем меньше, чем больше размер зерна. Различная стойкость аустенитных и сталей с ОЦК решеткой. Роль э.д.у. (снижение усиливает). Материалы высокой чистоты реже разрушаются от коррозии под напряжением. Распространение трещин имеет прерывистый характер (1 см/сек до 1 см/ч) эти скорости меньше скоростей механического разрушения, но больше, чем скорость коррозии. Акустическая эмиссия – при медленном росте трещин $\Delta l \sim (\sum A^2)E/k^2$. Коррозия под напряжением в среде жидкого металла – понижение поверхностной энергии.

Лекция 19

Физические основы химико-термической обработки

19.1. Изменение структуры поверхности металлов при диффузионном насыщении.

а) образование дислокаций при гетеродиффузии – обнаружено при диффузии $PbSi$ происходит за счет концентрационных напряжений.

а') полигонизация при диффузии – Балуфи наблюдал при взаимодействии Cu с Zn , Zn в Fe (Криштал); Re в W моно (Лариков, Исайчев).

б) рекристаллизация при диффузии – наблюдается при взаимодействии Cr с ... (Лариков, Максименко) $W-Re$ (Лариков, Исайчев) и др.

б') разрушение при диффузии – Ga в Al и алюминиевые сплавы

в) возврат и рекристаллизация при отжиге металлов в среде – за счет рафинирования происходит усиленный возврат при отжиге тугоплавких металлов в парах Li ; изменение параметров рекристаллизации при отжиге $Cu+... Fe$ в окислительной среде.

б) распад твердого раствора возникшего при диффузии – если $Co(T)$ достаточно сильно изменяется с температурой, то после охлаждения возникает пересыщенный твердый раствор, который может распадаться при более низких T (например, в системе $Fe-C$).

19.2. Реактивная диффузия (реакционная диффузия) – сопровождается образованием и ростом новой фазы (карбида при цементации; нитридов при азотировании; интерметаллиды при металлизации – титанирование, алитирование, хромирование, цинкование, лужение и др.).

а) образование новой фазы – в простейшем случае возникает лишь одна фаза A_mB_n по Д. А. Прокошкину:

$A + B \xrightarrow{T,P} A|B \xrightarrow{T} A|A_B|B \xrightarrow{T} A|A_B|A_mB_n|B$ - новая фаза возникает лишь после достижения предела растворимости в результате перестройки кристаллической решетки.



Рис.19.1.

По В.З.Бугакову: $A + B \xrightarrow{T,P} |B \xrightarrow{T} A|A_mB_n|B$ - новая фаза возникает сразу в результате хемосорбции, независимо от взаимной растворимости металлов; латентный период $t_0 \sim Ae^{\chi r} \dots$. Островковое образование зародышей и их боковой рост пока не образуется сплошная пленка.

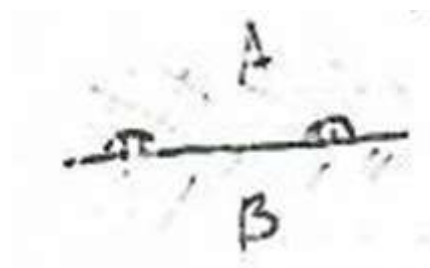


Рис.19.2.

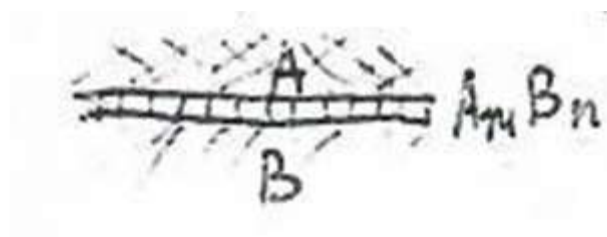


Рис.19.3.

б) рост новой фазы – происходит путем диффузии одного из компонентов через прослойку.

Допустив, что концентрация диффундирующего компонента при данной температуре постоянна на обеих границах прослойки и что градиент концентрации постоянен, согласно I закону Фика $I = -D \frac{\partial c}{\partial y}$ и II

закону Фика $\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial y} \left(D \frac{\partial c}{\partial y} \right)$ получаем:

$$y^2 = \frac{2}{a} \Delta C D t = k(t - t_0), \quad (19.1)$$

где y – толщина слоя;

ΔC – разность концентрации на его границах;

D – коэффициент диффузии в слое;

a – некоторая константа с размерностью концентрации;

$$k = k_0 \exp\left(-\frac{E}{RT}\right);$$

E – энергия активации диффузии.

в) превращения в новой диффузионной фазе – когда она не является стабильной при 20°C распад пересыщенного твердого раствора при охлаждении – если в новой фазе $C_0(T)$ полиморфные превращения.

19.3. Изменения свойств в результате реактивной диффузии – большее, чем при нанесении на поверхность металлического слоя и чем при диффузионном насыщении.

а) изменение общей пластичности и прочности – хрупкий поверхностный слой эквивалентен надрезу при растяжении – преждевременное растрескивание – вроде как при наличии кольцевого надреза. Пластичность металла – изменяется в зависимости от толщины слоя, как от глубины надреза. Роль величины и знака поверхностных напряжений весьма существенна.

б) изменение усталостной прочности – лучшие результаты в сочетании с наклепом дроби ст. 20Х2Н4А (до ХТО $\sigma_{\omega} = 35 \text{ кг/мм}^2$); после ХТО до 0,5% в поверхностном слое $\rightarrow \sigma_{\omega} = 50 \text{ кг/мм}^2$; после наклепа дробью повышается на 100 % $\sigma_{\omega} = 100 \text{ кг/мм}^2$; лучше и коррозионная ...

в) изменение износостойкости – основная цель ХТО.

г) Изменение электрических и магнитных свойств – ...

Лекция 20

Изменение структуры и свойств при полиморфном превращении по нормальному механизму

Полиморфизм – способность твердых тел существовать в нескольких кристаллических модификациях – распространенное явление в металлах и сплавах. Лежащий в основе термической обработке сплавов железа, титана, циркония, урана и др.

С повышением температуры: ковалентные \rightarrow ГПУ или ГЦК \rightarrow ОЦК; исключение Fe.

Алотропия (у химических элементов) – понятие более широкое, чем полиморфизм, т.к. относится не только к кристаллической фазе (например, озон O_3).

1. Энантиотропные превращения – термодинамически обратимые превращения (при T_0), например, $\beta Sn \rightleftharpoons \alpha Sn$.

Моноотропные превращения – необратимые полиморфные превращения ($T_0 > T_{nl.}$), например, $\beta - Ga \rightarrow \alpha - Ga$ и $\gamma - Ga \rightarrow \alpha - Ga$; алмаз \rightarrow графит.

Метастабильность старой фазы по отношению к новой равновесной – обеспечивается наличием энергетического барьера (например, βSn).

Зародыш новой фазы – наименьшая частица новой фазы способная к спонтанному росту (исторический пример оловянная чума).

20.1. Скорость образования центров новой фазы:

а) термодинамическая теория Гиббса:

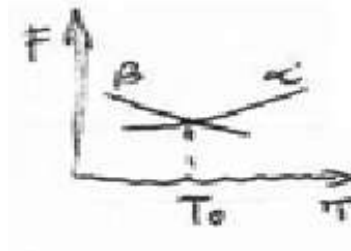


Рис.20.1.

$$A_{(V)} = \Phi_{(V)} - V \frac{\Delta\mu}{v}, \quad (20.1)$$

где $\Delta\mu = \mu' - \mu_0$ пересыщение системы;

$V = nv$ – объем кристалла;

v – объем на одну частицу (атом) этого кристалла;

$\Phi_{(V)}$ – поверхностная энергия; $\delta\Phi_{(V)} = 0$ при $\delta V = 0$ условие равновесия при форме кристалла с \min поверхностной энергией.

Равновесная форма кристалла должна отвечать условию Гиббса-Вульфа-Кюри: обладать минимальной поверхностной энергией при постоянных объеме и Т. $(\frac{\delta\Phi_{(V)}}{\delta V})_{V=V_k} \cdot v = \Delta\mu = \frac{2\sigma_i}{hxl} \cdot v = K^{\frac{1}{3}} V_k^{-\frac{1}{3}} \cdot v$ – уравнение Томсона-Гиббса.

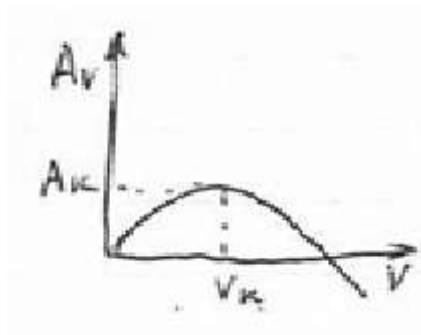


Рис.20.2.

Работа образования равновесного кристаллического зародыша:

$$A_k = \frac{1}{3} \Phi_k = \frac{KV^2}{2\Delta\mu^2}, \quad (20.2)$$

б) флуктуационная теория образования зародышей (Volmer 1926) вариант теории Einstein термодинамических флуктуаций $\dot{N} = I_{\text{ст}} = B_{\text{exp}}(-\frac{A_k}{KT})$. Экспериментально при исследовании $\dot{N}(T)$ в широком интервале установлено наличие макс это связано с ролью диффузионной подвижности атомов в кристаллах

Окончательно $I_{\text{ст}} = C \exp\left(\frac{U}{KT}\right) \exp\left(\frac{A_k}{KT}\right)$, где C – ... фактор V .

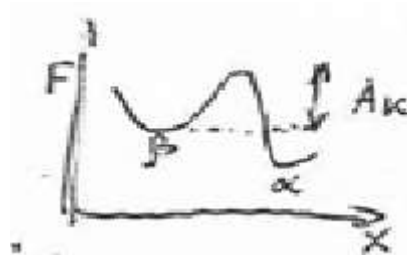


Рис.20.3.

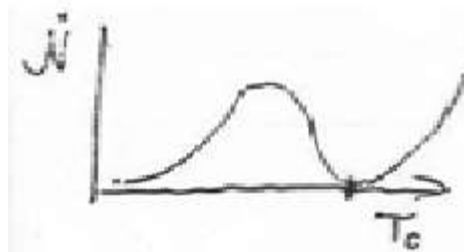


Рис.20.4.

в) зависимость скорости образования зародышей от времени – теория (1942) Зельдовича о роли нестационарности $V_3 = V_{\text{ст}} \exp(-\frac{B}{Vt})$.

Теория Avrami о роли исчерпания числа потенциальных мест зарождения $N_{\text{п}}$, $I_{\text{ст}} = N_{\text{п}} V_3 \exp(-V_3 t)$; Окончательная зависимость $\dot{N}_t = N_{\text{п}} \frac{V_{\text{п}}}{V} I_{\text{ст}} \exp\left[-\frac{t_n}{t} - V_{\text{п}} I_{\text{ст}} \exp\left(-\frac{t_n}{t}\right)\right] \left(1 + \frac{t_n}{t}\right)$.

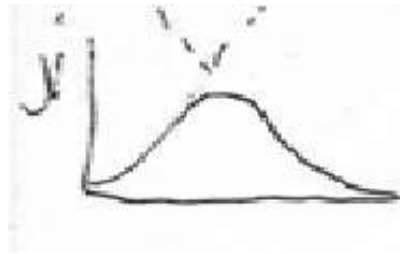


Рис.20.5.

20.2. Скорость роста центров новой фазы – для нормального превращения – термическая ... реализуется при больших пересыщениях:

а) простой $G = \frac{D_{gr}}{KT} \frac{\partial \mu}{\partial x} \approx \frac{D_{gr}}{KT} \frac{\Delta \mu}{\Delta x}$

б) дислокационный – роль структурного фактора $\alpha = \frac{Ad\Delta\mu}{4\pi\sigma v} \rightarrow \dots$

в) двухмерный $G = \frac{K_1}{\Delta\mu^2} \exp\left(-\frac{K_2}{T}\right) \exp\left(-\frac{K_3}{T\Delta\mu}\right)$ по ... $G \sim e^{-\frac{K}{T\Delta\mu}}$ только в очень совершенных кристаллах и при отсутствии объемного эффекта.

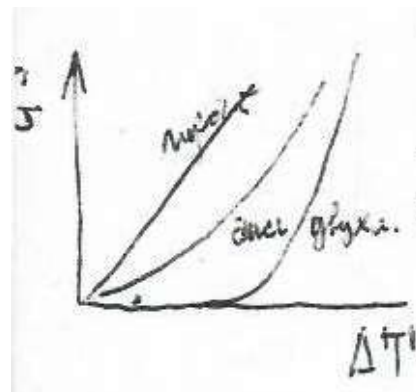


Рис.20.6.

20.3. Общая (объёмная) скорость полиморфного превращения.

$$X = 1 - \exp(-Bt^n) \quad (20.3)$$

Общая скорость превращения зависит как от скоростей зарождения и роста. Аналитическое решение Захса (1930) и вероятностный подход ... (1957). Общее решение полученное

Аврари (1939-1941): $n=1\div 2$, для одномерного случая (проволка); $n=2\div 3$ для двухмерного случая (лист); $n=3\div 4$ для объёмного случая. Экспериментально установленные отклонения от зависимости $l_n l_n \frac{1}{1-x} \sim l_n t$ и теоретический анализ Кани ... – учет роли границ зерен в зарождении.

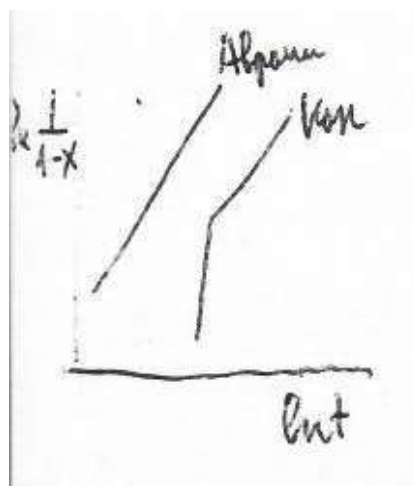


Рис.20.7.

20.4. Влияние полиморфного превращения по нормальному механизму на структуру и свойства.

Ожидаемые изменения структуры и свойств как при рекристаллизации, ... термин перекристаллизация, иногда видманштеттенова структура (в складе Te-N_2). Однако структура изменяется не всегда (...).

Лекция 21

Изменение структуры и свойств при мартенситных превращениях.

21.1. Мартенситный механизм полиморфных превращений – впервые наблюдали при закалке стали. Бойков (1905 г.) показал, что мартенсит морфологически отличается от высокотемпературной фазы – аустенита; Курдюмов, Сецков и Гудцев (1926 г.) установили решетку мартенсита; этот механизм превращения оказался весьма распространенным в природе (не только в сплавах).

По Г. В. Курдюмову, мартенситное превращение заключается в закономерной перестройке решетки, при которой атомы не обмениваются местами, а лишь смещаются на расстояния, не превышающие межатомные [Г. В. Курдюмов – ЖТФ, 18, в. 8, 1948].

а) кинетика мартенситного превращения – рост кристаллов происходит со скоростями близкими к скорости звука; в сплавах без изменения состава (бездиффузионные превращения):

Атермическая – характерная для большинства углеродистых и легированных сталей; по М. Коэн количество мартенсита $P_{\alpha_m} = 1 - 6,956 \cdot 10^{-15} (455 - \Delta T)^{5,32}$ для углеродистых и легированных сталей (~1 %C) не меняется в результате изотермической выдержки.

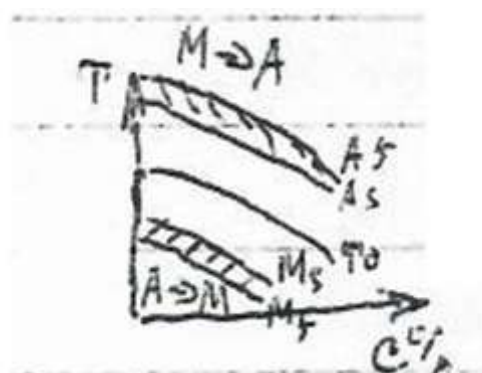


Рис.21.1.

Для увеличения P_{α} необходимо дальнейшее охлаждение.

Изотермическая – обнаружена впервые Г. В. Курдюмовым и О. П. Максимовой в стали $Fe + 7Cr + 3,6W + 1V + 1C$, а также в марганцевых, $Cr - Ni$, сплавах $Fe - Ni$ и $Fe - Ni - Mn$, в стали X18H10T (на $\gamma \rightarrow \epsilon$). Величина энергии активации мала в быстрорежущей стали ($600 \div 1000 \dots$), но велика в нержавеющей стали ($\sim 30 \dots$).

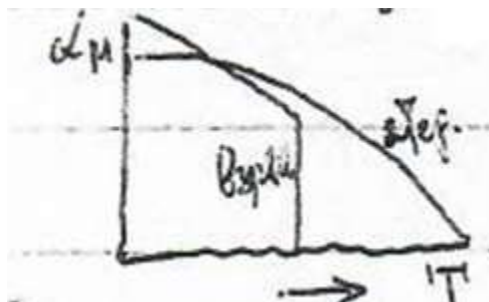


Рис.21.2.

Взрывная – впервые наблюдали в $Fe - Ni$ сплавах и сталях ($>28 \% Ni$ и $T_m < 0^\circ C$) E. Scheil.

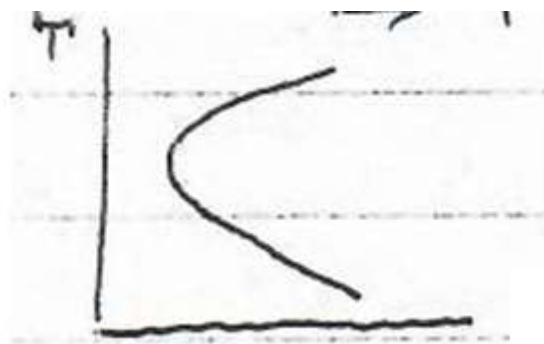


Рис.21.3.

б) дислокационные модели мартенситного превращения – F. Frank (1954 г.) модель границы аустенит - мартенсит в $Fe - C$ из винтовых дислокаций; Н. Knapp, U. Dehlinger модель мартенситного превращения в Co (аналогия с механическим двойникованием).

в) морфология и рельеф – игольчатый, реечный, пластинчатый и массивный; по расположению кристаллов: фермы (зигзаг, молния),

колонии, видманштетова и дендритные структуры; по внутренней структуре: двойниковый и дислокационный; по ... плоскости: $\{111\}$, $\{112\}$, $\{225\}$, $\{259\}$; по ... соотношениям Курдюмов–Закса, Нишияма, Гренингер–... .

Ориентировка Курдюмова–Закса наблюдается во всех углеродистых, марганцевых, нержавеющей сталях 18-8 и других сталях, а также в марганцевых и хромистых сплавах на основе железа. В железо-никелевых сплавах ($27 \div 30\% Ni$).

Нишияма (1934) обнаружил соотношение $\left\{ \begin{matrix} (011)_{\alpha_M} \parallel (111)_{\gamma} \\ [011]_{\alpha_M} \parallel [\bar{2}11]_{\gamma} \end{matrix} \right\}$, а в никелевой стали (0,8 % Cu и 22 % Ni) найдено $\left\{ \begin{matrix} (011)_{\alpha_M} \parallel (111)_{\gamma} \\ [7,17,17]_{\alpha_M} \parallel [5,12,17]_{\gamma} \end{matrix} \right\}$.

Гренингером и ... (1949 г.), эта ориентировка промежуточная между К-3 и Н.

21.2. Роль структурных дефектов и их залечивание

а) влияние деформации на мартенситные превращения – активизирующее (пример сталь 18-8, $\varepsilon > 30\%$), стабилизирующее – за счет уменьшения совершенства кристаллов аустенита, определение T_0 при помощи деформации.

б) залечивание дефектов при мартенситных превращениях – как правило, при обратном превращении; наблюдается уменьшение разориентировки субзерен, а в некоторых случаях наблюдали залечивание и микротрещин.

21.3. Особенности превращения в метастабильные фазы

а) собственно мартенсит – метастабильные фазы системы $Fe-C: \alpha_m$ - ОЦТ пересыщенный твердый раствор с упорядоченным расположением атомов C в междоузлиях, ε – ГПУ твердый раствор в

марганцевых и нержавеющей сталях, ε' – 18-слойная ромбоэдрическая решетка ($18R$) в марганцевых и рениевых сталях.

б) в эвтектоидных медных сплавах – $Cu - Al$, $Cu - Zn$, $Cu - Ga$, $Cu - Ge$ и др. при большой скорости охлаждения (закалка) происходит превращение $\beta \rightarrow \beta'$ и $\gamma \rightarrow \gamma'$ по мартенситному механизму. Послужили моделью для изучения механизма превращения в стали.

21.4. Массивные превращения – при меньшей скорости охлаждения в эвтектоидных сплавах ($Cu - Al$, $Cu - Zn$, $Cu - Ga$, $Cu - Ge$ и др.) образуются равноосные кристаллы метастабильной фазы, часто пересекающие существующие границы высокотемпературной фазы, и кристаллографическая связь между исходной и конечной фазой отсутствует (Массальски). Это нормальный (тетрический активируемый) механизм полиморфного превращения, но с образованием метастабильной фазы.

21.5. Изменение физико-механических свойств

Высокая степень упрочнения при меньшей плотности дислокаций, чем в деформированном (пример сплав $Fe + 8,0\%Cr$: закаленный $\sigma_B = \dots\dots$; деформированный $\sigma_B = \dots\dots$). Повышенная термическая стабильность упрочнения созданного мартенситным превращением (пример сплав $Fe + 8,0\%Cr$:

В закаленной стали У10 плотность дислокаций $\sim 10^{12} \text{ см}^{-2}$.

Эффект памяти форм в сплавах $NiTi$, $Cu - Al - Ni$.

Явление «сверхупругости» - механическая обратимость деформации за счет «упругого» мартенсита.

21.6. Сверхпластичность вблизи точки превращения – при деформации вблизи T_0 изменение формы может происходить в результате направленного роста мартенсита. Кристаллы поэтому ... вблизи T_0 при наличии внешней нагрузки приводит к сверхпластичности. Трип – стали обладают повышенной пластичностью за счет этого эффекта.

Лекция 22

Изменение структуры и свойств при упорядочении твердых растворов.

Явление, вызванное упорядочением, обнаружены экспериментально еще в 1914 г. (Н.С. Курнаков и др.)

В 1919 г. Тамман ... – связал эти явления с порядком атомов в решетке; с ... г. теория (...)

Бейн (1923 г.) Йогонсон и Линде (1925 г.) рентгеновски ...

22.1. Упорядочение второго и первого рода

Преобладают сплавы, у которых процесс упорядочения является фазовым переходом I рода.

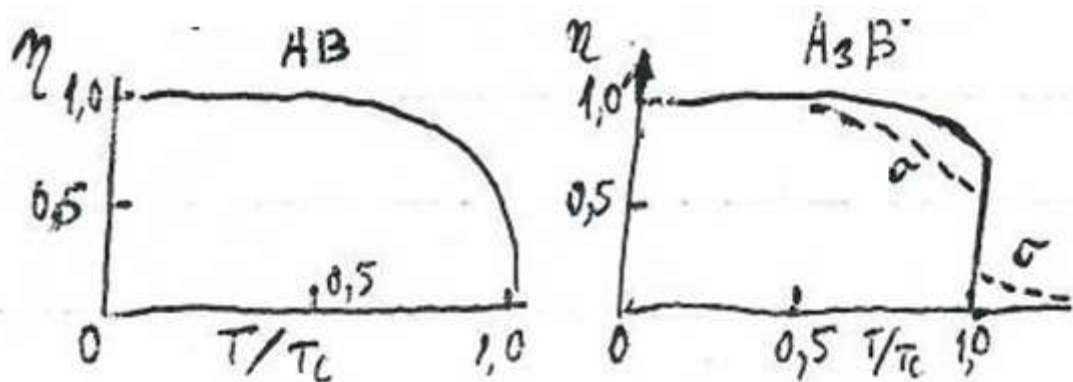


Рис.22.1.

22.2. Ближний порядок и антифазные границы – Бэте ввел понятие «ближний порядок» для объяснения ряда аномалий физических свойств упорядоченных сплавов.

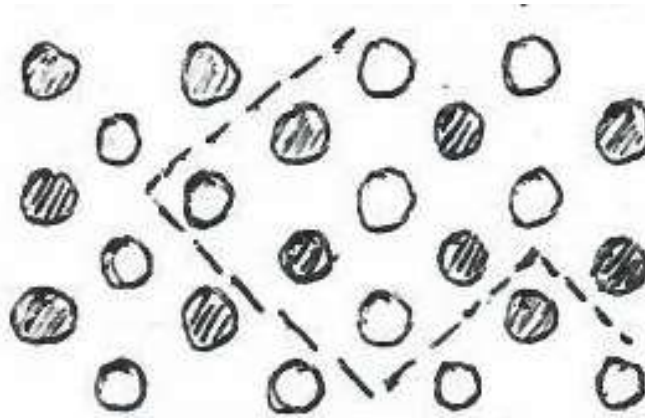


Рис.22.2.

Таблица 22.1.

Состав	Дальний порядок	Ближний порядок
Стех. $C_A = C_B$	$\eta = 2p - 1$ $0,5 \leq p \leq 1$ $0 \leq \eta \leq 1$	$\sigma = 2q - 1$
Нестех. $C_A \neq C_B$	$\eta = \frac{P_A}{X_A} - 1 = \frac{P_B}{X_B}$	$\sigma = \frac{q - q_n}{q_y - q_n}$

p – число (доля) атомов, занимающих места в своей подрешетке;

q – число (доля) атомов, находящихся в чужих узлах.

22.3. Кинетика упорядочения в реальных сплавах

а) разновидности сплавов:

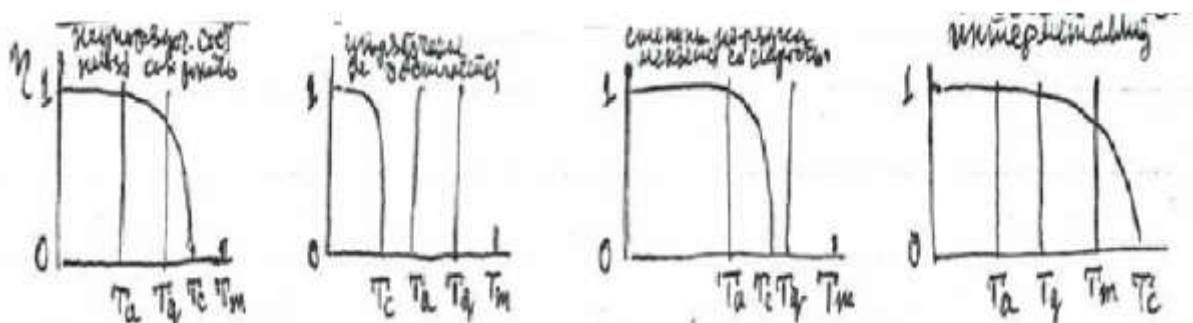


Рис.22.3.

T_m – температура плавления;

T_c – температура упорядочения;

T_a – температура, ниже которой равновесие не достигается при медленном нагреве;

T_q – температура, выше которой равновесие устанавливается при любой скорости нагрева (по Бреггу – Вильямсу, 1935 г.)

б) ранние теории

$\frac{d(\eta_0 - \eta)}{dt} = \frac{1}{\tau}(\eta_0 - \eta)$ упорядочение происходит одновременно во всем объеме со скоростью, определяемой уравнением:

$$\tau = \tau_0 \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (22.1)$$

где τ – «время релаксации» сплава (время изменения $\Delta\eta$ в « e » раз); ($\tau_0 \approx 10^{-12}$);

Q – энергия активации обмена атомов.

в) учет роли вакансий – изменяется трактовка Q – остальное сохраняется; в случае упорядочения I рода приходится учитывать три вида τ : зарождения доменов, рост до их соприкосновения, уменьшение протяженности доменных границ.

г) кинетика упорядочения сплавов нестехиометрического состава – для сплавов, у которых процесс упорядочения является фазовым переходом I рода можно рассмотреть кинетику упорядочения на основе представлений Борелиуса.

Энергию активации, необходимую для возникновения флуктуации состава (приближающуюся к стехиометрическому составу) из n -атомов на грамм-атом.

$$n\mathcal{W} = n \left[\Phi_s - \Phi - (x'_s - x') \frac{\partial \Phi}{\partial x'} \right], \quad (22.2)$$

где x'_s и x' – концентрации, выраженные в атомных долях, соответствующие стехиометрическому и среднему составу сплава.

Скорость образования обогащенных зон:

$$\dot{N} = k_1 \exp(-Q/RT) \exp(-n\mathcal{W}/RT) \quad (22.3)$$

где Q – энергия активации диффузии требуемого сорта атомов.

22.4. Пластическая деформация упорядоченных сплавов при различных температурах

В монокристалле Cu_3Au (упор.) кривая деформации подобна чистому металлу с низкой э.д.у. (напр. Cu) высокая степень линейного упрочнения и довольно высокое значение τ_{III} ; незначительный «перелет» оси растяжения и тонкие линии скольжения.



Рис.22.4.

а) Сверхдислокации в упорядоченных сплавах – пары дислокаций, связанных антифазной границей.

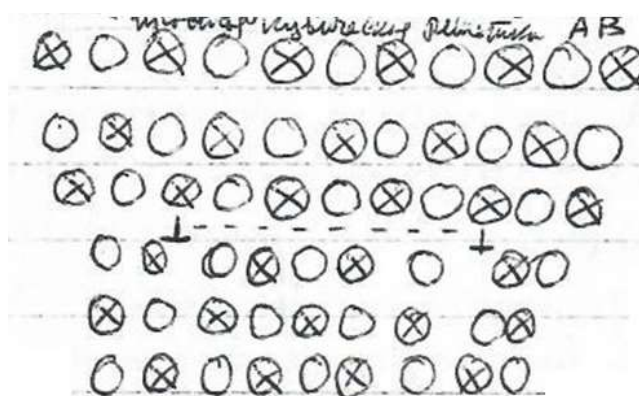


Рис.22.5.

Единичная дислокация, скользя оставляет АФГ после себя. Поэтому движется пара «сверхдислокация». В сплавах с низкой э.д.у. она расщепляется.

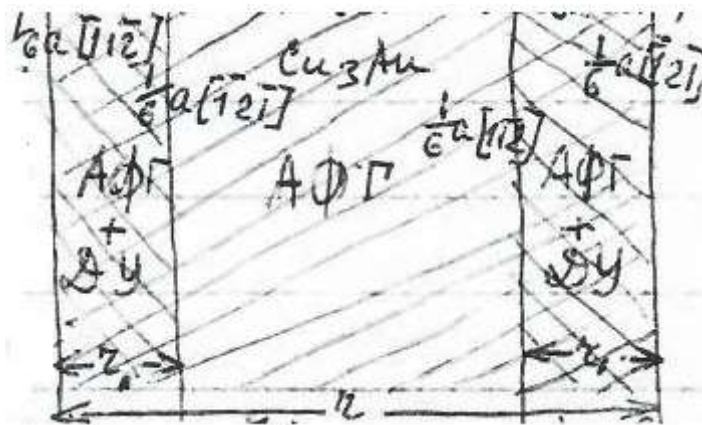


Рис.22.6.

Движение сверхдислокаций через почти совершенную сверхструктуру тормозится нерегулярными связями, создаваемыми ею в процессе скольжения (как при движении простой дислокации при ближнем порядке). Напряжение течения возрастает с уменьшением η (при ближнем порядке наоборот).

В Fe_3Al сверхдислокация должна состоять из четырех $\frac{1}{2}a \langle 111 \rangle$ (нормальных) дислокаций, для того чтобы после скольжения сохранились правильные связи NN и NNN . В этом случае энергия дефекта упорядочения Γ так мала, а ширина дислокации настолько велика ($r \sim 1200 \text{ \AA}$ для краевой дислокации), что можно ожидать только одиночные (несовершенные) дислокации, что на самом деле и наблюдается. Линии скольжения имеют волнистый вид; при электронно-микроскопическом исследовании тонких фольг видны следы поперечного скольжения дислокаций.

Сверхдислокации при своем движении взаимодействуют с доменной структурой.

Коттрелл рассчитал напряжение $\tau_c = \left(\frac{\Gamma}{\ell}\right) \left[1 - 2\frac{d}{\ell}\right]$ в зависимости от диаметра l домена и толщины АФГ - d ($\alpha \approx 6$ геометрический фактор). Кривая $\tau_B(l)$ имеет \max при $\ell_{\max} = 2\alpha d$ и $\tau_c(\ell_{\max}) = \frac{\Gamma}{4\alpha d}$. При меньших значениях l скольжения происходит в уже разупорядоченном сплаве, а

при больших l количество границ, в которых дислокация вызывает разупорядочение, невелико. По Бруму для Cu_3Au τ_c^{\max} при $\ell = 50\text{\AA}$.

Для объяснения высокой скорости деформационного упрочнения в сплавах типа Cu_3Au было предложено два механизма основанных на наличии и перемещении сверхдислокаций:

1) модель трубок антифазных границ (АФГ) [1] A.D. Vidoz, L.N. Brown – Phil. Mag. 7 (1967) 1167.

Эти трубки возникают при деформации за счет образования (non-aligned jogs) порогов на свердислокациях. Оценочная энергия трубок АФГ не зависит от энергии АФГ, а коэффициент упрочнения $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ не зависит от температуры.

2) модель кубического поперечного скольжения [2] B.H. Kear, H.G.F. Wilshorf – Trans. AIME, 224 (1962) 382; [3] N.S. Stoloff, R.G. Davies – Prog. Mater. Sci., 13 (1969) 1. Предполагается перемещение сегментов винтовых дислокаций из плоскостей (111) в (010).

Коэффициент упрочнения $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ зависит от температуры, так как поперечное скольжение винтовых компонент термически активируемое. С другой стороны, от температуры зависит и сопротивление перемещению дислокаций в плоскостях куба. При низких температурах сопротивление больше и заключается в образовании сидячих конфигурациях, а при высоких температурах сопротивление низкое и поперечно-скользящие дислокации способны перемещаться в плоскостях куба ([8] D.G. Morris, R.E. Smallman – Acta Metall. 23 (1975) 73).

Экспериментальная проверка была предпринята рядом авторов: [6] E. Kuramoto, D.F. Pope – Phil. Mag. 34 (1976) 593. На монокристаллах Cu_3Au установили наличие температурной зависимости $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ с двумя максимумами (первый при 300 K). это не вяжется с моделью трубок АФГ, но согласуется с моделью кубического поперечного скольжения.

С этой моделью согласуется и ориентационная зависимость $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$.

Коэффициент деформационного упрочнения является возрастающей функцией N . Шмидовского фактора отношения $[\bar{1}01](010)/[\bar{1}01](111)$ но виртуально независим от M Шмидовского фактора отношения $[011](1\bar{1}1)/[\bar{1}01](111)$. N – является мерой напряжения сдвига, которое активирует поперечное скольжение из плоскостей (111) в плоскости (010), а M – связано с напряжением сдвига, которое вызывает сопряженное скольжение.

[7] D.G. Morris – Metall. Trans. A, 7 (1975) 937 изучал образцы Cu_3Au с переменной степенью упорядочения ($\eta = 0 - 0,9$) при комнатной температуре. При малых η (от 0 до 0,4) $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ одинаково и в фольгах видны большие группы простых дислокаций.

F.A. Mohamed. on the work – hardening coefficient of Cu_3Au - Materials Science and Engineering, 49 (1981) 79-80 установил, что в неупорядоченном состоянии поликристаллов $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ не зависит от T .

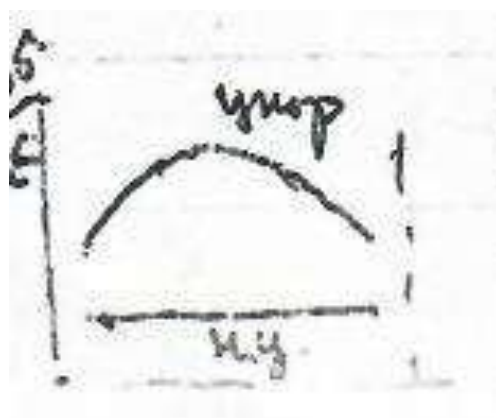


Рис.22.7.

б) Температурная зависимость напряжения течения в упорядоченных сплавах

Для большинства упорядоченных сплавов (Cu_3Al , Ni_3Mn , Fe_3Al и др.) вблизи T_c наблюдается $\max \sigma$ причем $\eta = 0,7 \div 0,4$ (исключение составляет $CuZn$, где σ_{\max} значительно ниже T_c при $\eta > 0,9$).

При высоких температурах сверхдислокации перемещаются в упорядоченных сплавах путем переползания. Скорость ползучести сплава $\beta - CuZn$ в упорядоченном состоянии в 26 раз меньше, чем в неупорядоченных.

в) Зуб текучести в упорядоченных сплавах – вакансии зафиксированные закалкой приводят к локальному изменению степени порядка. Градиент упорядочения в частично упорядоченных монокристаллах блокирует дислокации \rightarrow зуб текучести.

22.5. Возврат и рекристаллизация в сплавах разупорядоченных деформацией

а) Разупорядочение при сильной деформации – с увеличением ε происходит измельчение доменов ($l \rightarrow b$) и практически полное разупорядочение. Поэтому запасенная энергия в сплаве разупорядоченном при деформации весьма велика.

б) Возврат – при нагреве сплавов, разупорядоченных деформацией, возврат ширины линий (расщепление K_α дуплета) происходит при более низких T , чем в неупорядочивающихся сплавах. Однако, в сплавах $Fe+35Co$, $Fe+42Co$ и $Fe+50Co$ обнаружено аномальное повторное размытие дуплета в той же области температур, где калориметрический обнаруживается тепловой эффект.

в) Рекристаллизация – Уокоута утверждает, что рекристаллизация начинается при температуре превращения сплавов $FeCo$, Mg_3Cd , $MgCd_3$, Ni_3Fe и Ni_3Mn из упорядоченного состояния в неупорядоченное. Однако, в сплаве Ni_3Al рекристаллизация в интервале упорядочения. Лучше изучать температурную зависимость G в интервале около T_c .

$$G = \frac{D_{\text{rp}}}{kT} \frac{\partial F}{N_A \partial x} \simeq \frac{D_{\text{rp}}}{kT} \frac{\Delta F}{N_A \Delta x} = \frac{D_{\text{rp}}}{kT} \cdot \frac{1}{N_A \Delta x} (\Delta F_{\text{уп}} + \Delta F_{\dots})$$

$$= \frac{D_{\text{rp}}}{kT} \cdot \frac{\Delta \mu}{\Delta x} (1 + \Delta E_{\text{уп}} - T \Delta S_{\text{уп}})$$

Таким образом, зависимость $G(T)$ более слабая, чем в неупорядочивающихся сплавах, а величина G при низких температурах, соответственно, больше.

22.6. Изменение физических свойств при упорядочении сплавов

а) Электропроводность и теплопроводность – возрастают за счет упорядочения, но домены малых размеров вызывают обратный эффект.

б) Магнитные свойства – в ферромагнитных упорядоченных сплавах возрастает намагниченность насыщения I_s . Изменяется и коэрцитивная сила H_c , однако, она зависит и от изменений субструктуры.

в) Гальваномагнитные свойства – существенно изменяется магнетосопротивление, но трактовка сложна. В сплаве Cu_3Au упорядочение изменяет знак эффекта Холла, что указывает на существенные изменения энергетического спектра электронов при упорядочении.

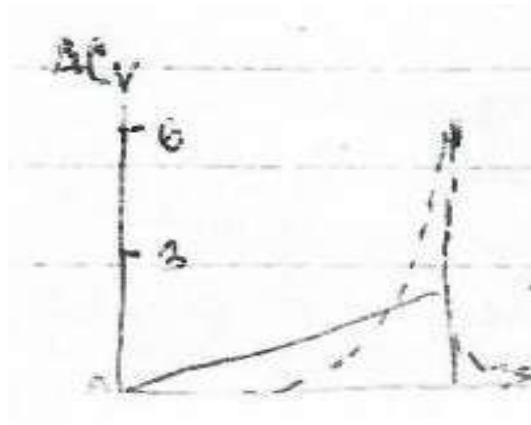


Рис.22.8.

г) Тепловые свойства – ...

Лекция 23

Влияние распада пересыщенных твердых растворов на свойства сплавов.

23.1. Механизм распада пересыщенных твердых растворов

а) Гомогенный распад – происходит непрерывно во всем объекте. Сопровождается плавным изменением параметра кристаллической решетки. Электросопротивление сперва растет, затем сильно снижается. В сплавах на основе Al образуются зоны $\Gamma\Gamma I \rightarrow$ зоны $\Gamma\Gamma$ $\Pi \rightarrow \theta' \rightarrow \theta$.

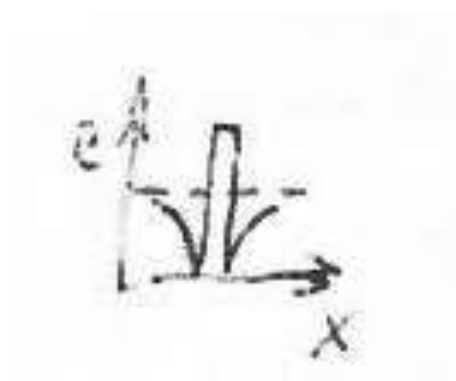


Рис.23.1.

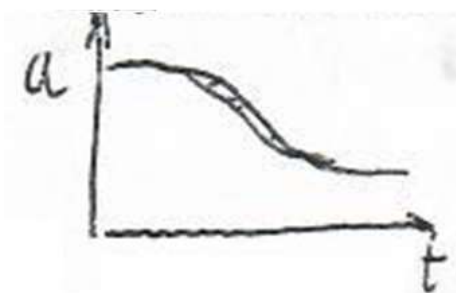


Рис.23.2.

Матрица сохраняет монокристалличность (соответствующий размер зерен поликристалла).

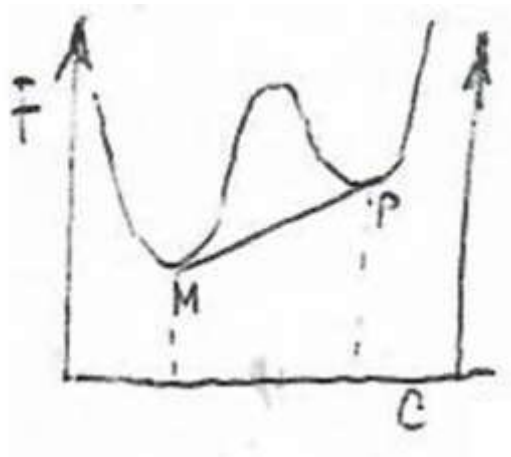


Рис.23.8.

Разновидность изоморфный распад - выделение конкретных зародышей (сателлиты). Кинетика гомогенного распада контролируется объемной диффузией.

б) Спинодальный распад – происходит в области диаграммы состояния, ограниченной спинодалью.

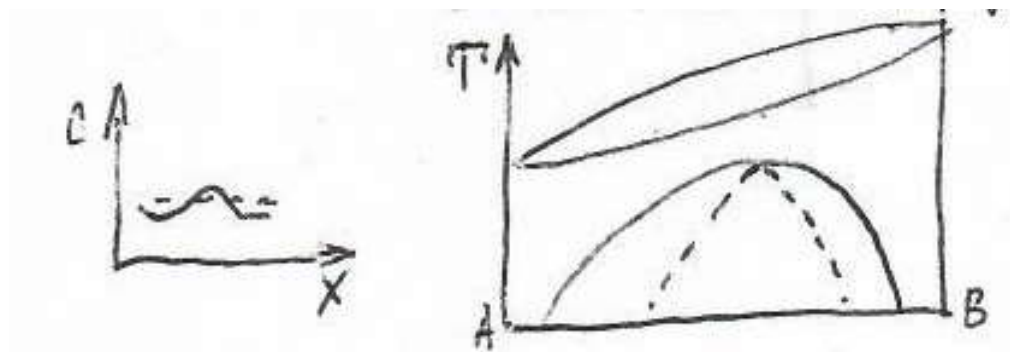


Рис.23.9.

Внутри спинодали $\frac{\partial^2 F}{\partial c^2} < 0$, а на самой кривой $\frac{\partial^2 F}{\partial c^2} = 0$. Если сплав при понижении T переходит спинодаль, то он спонтанно распадается на две фазы при непрерывном понижении свободной энергии. Наблюдается восходящая диффузия $\tilde{D} = \frac{D_0 c(1-c)}{RT} \cdot \frac{\partial^2 F}{\partial c^2}$ и образование сателлитов.

в) Гетерогенный распад – на начальных стадиях происходит локализовано на границах зерен, субзерен или на отдельных дислокациях.

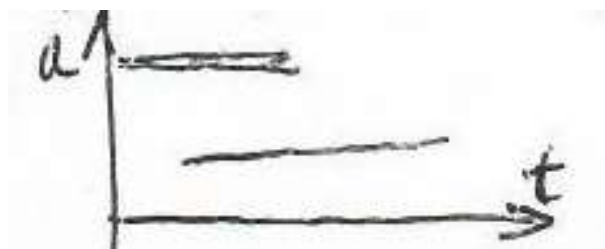


Рис.23.10.

Крайний случай прерывистый или двухфазный распад, когда сосуществуют два твердых раствора с исходной и равновесной концентрацией (фактически три фазы с учетом фазы выделения). Иногда образуются ячейки, но с малоугловой границей относительно матрицы.

г) Ячеистый распад – протекает путем образования и роста эвтектоидоподобных ячеек, состоящих из чередующихся пластинок равновесной фазы выделения и рекристаллизованной матрицы (монокристалл превращается в поликристалл).

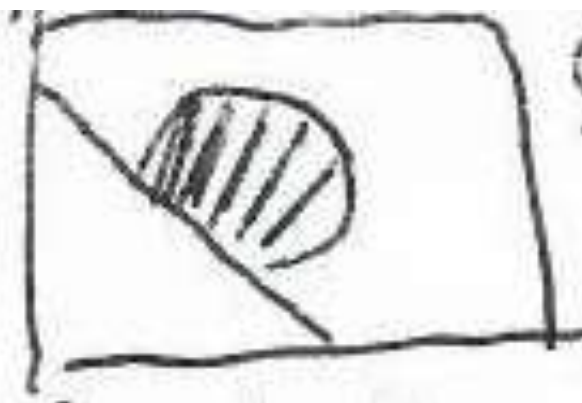


Рис.23.11.

Кинетика ячеистого распада контролируется граничной диффузией. Основным критерий ячеистого механизма наличие высокоугловой границы между ячейкой и матрицей. Иногда ячеистый распад совпадает с двухфазным (раньше это считалось правилом).

23.2. Возврат состаренных сплавов – при нагреве до T ниже однофазной области. В сплавах, состаренных гомогенно до зонной стадии при кратковременном нагреве происходит восстановление исходного твердого раствора и физических свойств закаленного сплава.

23.3. Кинетика гомогенизации при нагреве распавшихся сплавов

а) В сплавах перестаренных по гомогенному или гетерогенному механизму – происходит постепенное растворение сперва мелких, затем крупных частиц выделения.

б) В сплавах состаренных по ячеистому механизму – при нагреве частично состаренных сплавов наблюдается обратное движение границ ячеек. Кинетика гомогенизации контролируется граничной диффузией. Однако, восстановить монокристалличность удастся, в ряде случаев ($Pb - Cd$, $Ni - Be$) и после полного старения.

23.4. Эвтектоидное превращение – предполагает наличие полиморфного превращения одной из фаз.

а) При медленном охлаждении эвтектоидное превращение (например, аустенит \rightarrow перлит) протекает кинетический и морфологический как ячеистый распад (недоразумение с диаграммами состояний $Cr - Ni$, $Fe - Zn$).

б) При средней скорости охлаждения – в с/ме $Fe - C \rightarrow$ троостит \rightarrow бейнит в Cu -сплавах \rightarrow массивное превращение \rightarrow старение массивной фазы.

23.5. Упрочнение, разупрочнение и сверхпластичность двухфазных сплавов – имеется несколько механизмов.

а) Прохождение дислокаций между частицами: $\tau \approx 2G b/x$ ($x \gg$ предельного радиуса дислокаций), когда частицы достаточно удалены друг от друга. Проверка для случая $Al - Cu$ ($x = 16000 \div 60000 \text{ \AA}$), но коэффициент 3,5 вместо 2. в сплавах нимоник ($x = 800 \div 20000 \text{ \AA}$) в условиях ползучести коэффициент ≈ 1 и $\tau = 2 \div 20 \text{ кг/мм}^2$; быстрое упрочнение – эффективный диаметр ...

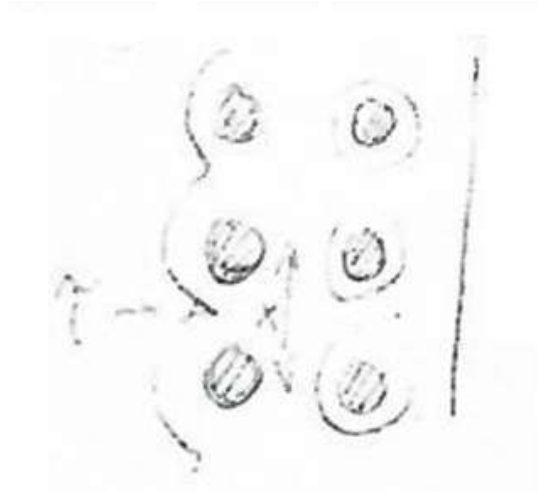


Рис.23.12.

б) Прохождение дислокаций через границу: $\tau \approx f\Gamma/b^3$, где Γ энергия расстройки упорядоченной структуры частицы; f - часть длины дислокации в частице. Проверка для сплавов $Al - Cu$ ($x = 150 \text{ \AA}$ и $f = 1/6$).

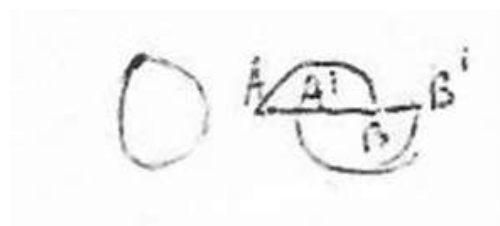


Рис.23.13.

в) Образование новых поверхностей при прохождении дислокаций через частицы - дополнительные затраты энергии связаны с энергией возросшей поверхности раздела.

г) Упругие деформации вокруг частиц выделения – (когерентные деформации; различие коэффициентов термического расширения) – увеличивают эффективный размер частиц, существенно сказывается при малых расстояниях между частицами.

д) Форма частиц – определяет количество плоскостей скольжения пресекаемых частицей с данным объемом (min для сферы → диск → max дугами, ...).

е) Распределение частиц – хрупкая фаза распределенная по границам пластичной фазы приводит к общему охрупчиванию ($Cu - Bi$, $Ni - Bi$). Хрупкая фаза (с более высокой σ) распределенная внутри зерен может упрочнять сплав не вызывая охрупчивания (например, персит → патентирование). Если обе фазы пластичны, то поведение промежуточно.

ж) Упрочнение патентированных сталей холодной деформацией – наибольшее упрочнение суть процесса патентирования – после аустенитизации заготовки пропускают через свинцовую ванну ($T = 500 \div 450^\circ C$) → весьма тонкий перлит. Затем подвергают холодной пластической деформации (обычно волочение) до высоких степеней.

Разупрочнение двухфазных сплавов – зависит от количества, распределения и свойств фаз.

а) Возврат – отдых и начальные стадии полигонизации слабо зависят от наличия второй фазы (пример, возврат ширины линии в сплавах $Fe - C$ ($0,01 \div 0,05\% C$)) поздние стадии полигонизации (субъединицы кручения) чувствительны к дискретным частицам.

б) Рекристаллизация – при наличии термически стабильной сетки второй фазы по границам зерен → штапельная структура в W - нитях электрических ламп. Дисперсные частицы облегчают образование центров, но замедляют их рост $G_{пр} = G_0 \left(1 - \frac{2r_k}{l}\right)$, где r_k - радиус двумерного зародыша.

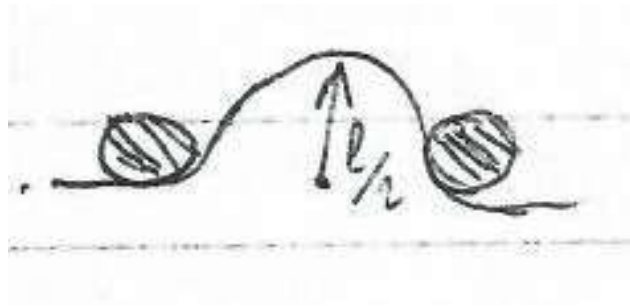


Рис.23.14.

Сверхпластичность двухфазных сплавов – в сплавах эвтектического и эвтектоидного типа с развитой поверхностью межфазных границ в определенном интервале температур (...) и скоростей (...).

23.6. Физические свойства двухфазных сплавов – дисперсная фаза и смеси.

а) Электропроводность – Максвелл (1873)

$$\rho = \rho_0 \left[\frac{2\rho_1 + \rho_0 + c_1(\rho_1 - \rho_0)}{2\rho_1 + \rho_0 + 2\sigma(\rho_1 - \rho_0)} \right],$$
 где ρ_0 - матрица, ρ_1 (и $c_1=об\%$) - сферические включения, Бургер (1915) эллипсоидальные частицы. Лихтенэккер (1924) $\rho = \rho_1^n \rho_2^m$, где n и m - объемные концентрации, Одоевский (1951) пластинчатые структуры: фибровая $\sigma = c_1\sigma_1 + c_2\sigma_2$ и слоистая $\rho = c_1\rho_1 + c_2\rho_2$, разница $2Si$.

б) Теплопроводность – Эйкен (1912) использовал анализ Максвелла для теплопроводности. А. Миснар (1965) провел подробный анализ.

в) Магнитные свойства – аддитивные: намагниченность I_s ; магнитострикция λ_s ; неаддитивные: точка Кюри T_c ; коэрцитивная сила H_c ; магнитная проницаемость μ .

г) Термо ЭДС – зависит от расположения и формы кристаллитов смеси. Если электропроводность фаз близки, зависимость ТЭДС от объемной концентрации почти линейна.

Лекция 24

Радиационные повреждения в металлах.

Открытие X-лучей (Рентген 1895г.) и радиоактивности (А. Бекерел 1896г.) – α , β , γ – излучения. Систематическое изучение радиационного повреждения началось лишь после создания реакторов (Вигнер 1946г., РФТТ).

24.1. Радиационное повреждение при облучении: зависят от энергии кванта или частицы.

а) Электромагнитным излучением – $\gamma \rightarrow \text{X-лучи} \rightarrow \text{УФ} \rightarrow \text{видимый свет (ОКГ)}$.

Фотоэффект – энергия фотона поглощается целиком и выбрасывается электрон из внутренней (К) оболочки для тяжелых элементов наиболее существенным при $E_\gamma < 5$ Мэв.

Эффект Комптона – γ -квант рассеивается на отдельном электроне и передает часть энергии для легких элементов. Этот механизм наиболее важный при $E_\gamma < 10$ Мэв.

Рождение пар – основной процесс при $E_\gamma > 5$ Мэв (энергия ионов электронно-позитронной пары 1,02...

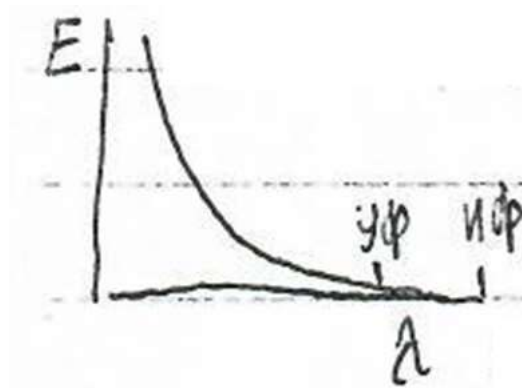


Рис.24.1.

б) Электроны – пороговая энергия смещения E_d зависит от направления ($E_d^{Rkl} \sim 40$ эв)

[для Cu: $E_d^{100} = 22$ эв и $E_d^{111} = 80$ эв.]_{маш}^{под} → [для Cu: E_d от 22 до 24 эв]_{эксп.}

При больших энергиях один электрон выбивает уже несколько пар Френкеля. Большая часть исследований использует *быстрые электроны* (>1 Мэв) и методы релятивистской квантовой механики: бетатроны, микротроны, линейные ускорители, высоковольтный электронный микроскоп. При $E_{y\bar{e}} \geq 14$ Мэв каскады смещений.

в) Нейтроны – *медленные* (тепловые $\approx 0,03$ эв) не вызывают смещений (...) и *непрямые процессы* $Li^6(n, \alpha)H^3$; $B^{10}(n, \alpha)Li^7$; $Mg^{25}(n, \alpha)Ne^{22}$, *быстрые нейтроны* ($E > 100$ эв, но обычно рассматриваются $E \geq 1$ Мэв) – упругие столкновения, *каскады столкновений* – предсказаны путем машинного моделирования (Ок. Ридж) с использованием метода Монте-Карло. Каскад с энергией 10 Кэв в ОЦК-Fe захватывает объем, содержащий $\sim 10^5$ атомов, а число смещенных атомов $\gamma \sim 10^2$. Примерно 10% дефектов испытывает атермическую аннигиляцию (см. радиац. отжиг). Экспериментальное исследование каскадов (Чок-Ривер) при облучении металлов тяжелыми ионами. Затем подтверждено при облучении нейтронами *тепловые пики* – первоначально им придавалось большое значение, но скоро выяснилось, что благодаря высокой релаксационной способности электронной подрешетки они не играют существенной роли. Нейтроны образующиеся при термоядерном синтезе (~ 14 Мэв) – проблема моделирования радиационных повреждений в материалах термоядерного реактора по прогнозам повреждения от $n \approx 14$ Мэв в 3000 раз больше, чем от $n \approx 1$ Мэв.

г) Заряженные высокоэнергетические частицы – при малых энергиях мала вероятность проникновения вглубь кристаллической решетки (из-за заряда). *Быстрые легкие ионы* ($E_1 > 1$ Мэв – H^+, D^+, He^{++}) – обычные кулоновские столкновения. Циклотроны и

другие типы ускорителей разгоняют их до высоких энергий в последнее время рассматривается целесообразность использования μ -мезонов. Осколки деления ($M \sim 100$; $E_1 \sim 10^2$ Мэв) для U^{235} асимметричный распад на два осколки: легкий ($M_1=96$ и $E_1=95$ Мэв напр. $M_0^{93,99}$ и T_c^{99}) и тяжелый ($M_1=137$ и $E_1=55$ Мэв $\rightarrow B_a^{140}, X_e$), короткий пробег $\sim 10^{-3}$ см.

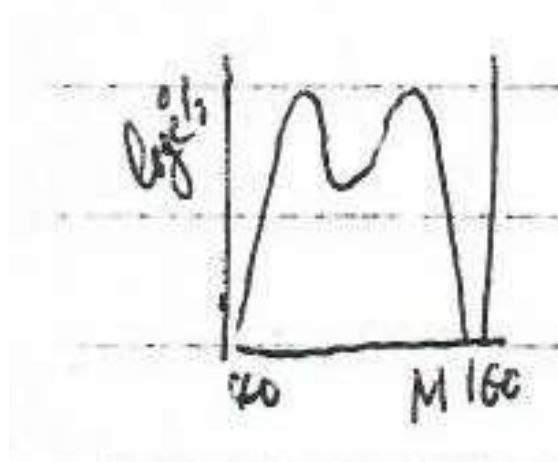


Рис.24.2.

Первичные атомы отдачи и тяжелые ионы ($E_1 < 1$ Мэв) – экспериментально. Эффекты капиллирования – предсказаны Штарком в 1912г.; промоделировано Робинсом на ЭВМ в 1963г.; подтверждено экспериментально Томсоном в 1960г.; эффект теней, обнаруженный Тулиновым (МГУ).

24.2. Радиационная пористость – в результате скопления вакансий.

Эксперименты Фишера (Гренобль) показали, что соотношение числа вакансий, образовавших поры, к числу вакансий, образовавших петли вычитания, растет с увеличением концентраций примесей в металле (особенно газовых). Это связано с тем, что энергетические характеристики различных типов скоплений вакансий мало отличаются для чистого металла.

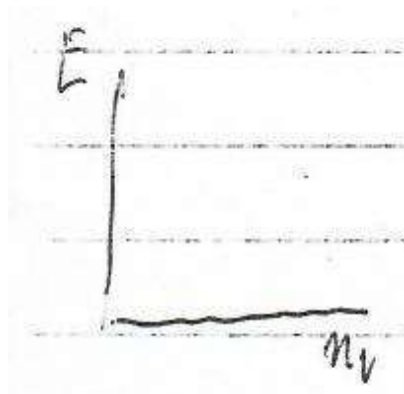


Рис.24.3.

«Предпочтение» (преференс) заключается в том, что междоузельные атомы и вакансии поразному взаимодействуют с различными стоками точечных дефектов. Дислокации и петли с большей эффективностью захватывают междоузельные атомы, чем вакансии. Это способствует образованию и росту вакансионных пор.

24.3. Суперрешетки дефектов – возникают в результате упругого взаимодействия радиационных дефектов между собой при высокой их плотности. *Решетка пор* – возникает в металлах при больших дозах облучения нейтронами. *Дефекты в решетке пор* – суперрешетка пор несовершенна: не все поры одинакового размера и неодинаковы расстояния между ними. Кроме того, в суперрешетке пор наблюдаются «вакансии» и «дислокации», напоминающие по своей структуре пузырьковые модели этих дефектов.

24.4. Взаимодействие радиационных повреждений с исходными дефектами решетки – происходит в реальных металлах всегда содержащих дефектов. Последние являются *не только ловушками, но и стоками* для радиационных дефектов. В этом отношении особенно эффективны структуры, образованные диполями (равное количество дислокаций противоположных знаков). Например, $M_0(100)\langle 110 \rangle$ при $\varepsilon = 80\%$ - нет изменений при облучении. При

облучении слабодеформированных металлов ($\varepsilon < \varepsilon_p$) происходит полигонизация I типа – образование субзерен. При облучении *сильнодеформированных металлов* с ГЦК решеткой и низкой ЭДУ (например *Cu*) рекристаллизация ускоряется; при высокой ЭДУ (например *Al*) замедляется образование центров рекристаллизации (анизотропия). То же в металлах с ОЦК решеткой и низкой ЭДУ (например *V*); в ОЦК металлах с высокой ЭДУ (например *Mo*) можно даже предотвратить рекристаллизацию.

24.5. Радиационный отжиг – атермический процесс, происходящий вследствие пересечения каскадов столкновений. Приводит к эффекту «насыщения» концентрации радиационных дефектов даже при облучении относительно совершенных металлов при температурах близких к точке кипения жидкого гелия (4,2 К).

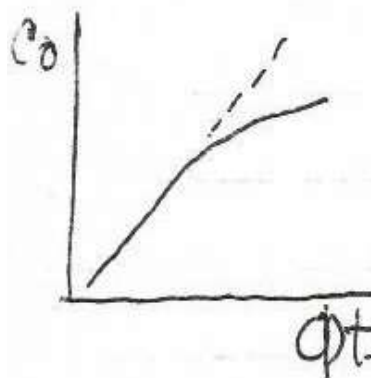


Рис.24.4.

24.6. Радиационно-стимулированная диффузия (РСД) – проявляется лишь при относительно низких температурах, когда концентрация термически равновесных точечных дефектов низка. РСД *практически не зависит от температуры*, т.к. количество радиационных дефектов, образующихся за единицу времени, не зависит от температуры, а зависит от *флюенса* (Φ) D.B.Rosenblatt, E. Smoluchowski, G.J. Dienes (1955) обнаружили, что при облучении ... в

реакторе при 50°C происходит уменьшение ρ_0 и рост ρ_T за счет увеличения ближнего порядка. А.С. Damask (1956) провел детальный теоретический анализ изменений ρ в сплаве Cu-Zn при закалке, деформации и нейтронном облучении ...

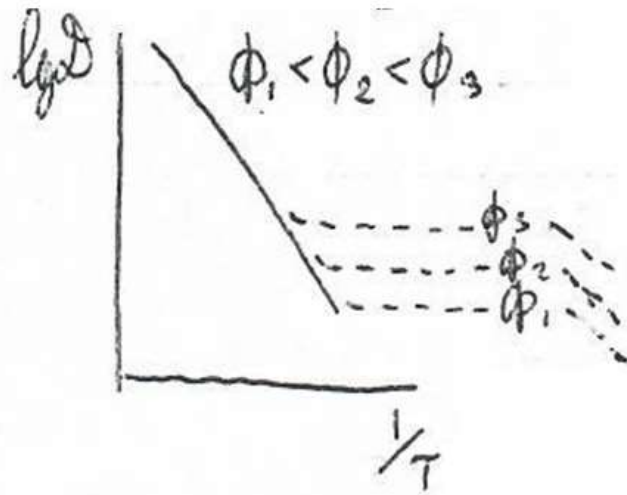


Рис.24.5.

Лекция 25

Радиационное легирование металлов.

Радиационное легирование, как технологическая операция, применяется, в основном, для полупроводников. Однако, и в металлах оно имеет место спонтанно, оказывая соответствующее влияние на свойства. В последнее время интерес к имплантации.

25.1. Радиационное легирование (имплантация) за счет бомбардирующих частиц.

а) Оценка распределения имплантированных примесей – по данным о пробеге частиц с данной энергией (с учетом разброса пробегов – стрэглинг).

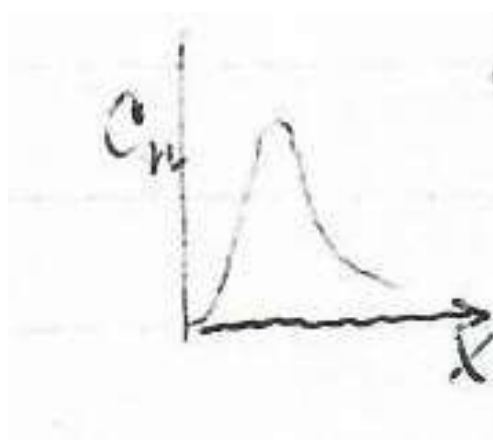


Рис.25.1.

б) Возникновение сильно пересыщенных твердых растворов – за счет имплантации. Например, псевдосплавы «металл-инертный газ» с особыми физическими свойствами. Наиболее изучены системы $Al - Ar$, $Al - Ar - O$.

В сплавах $Me - He$ атомы инертного газа либо в междоузлии, либо в узле решетки. Для остальных газов (Ne , Ar , Kr , Xe) возникают

твердые растворы замещения. Так для системы $Al - Ar$ соблюдается закон Вегерда.

Фактически в псевдорастворе замещения образуются комплексы « n – вакансий – m – атомов газа». В простейшем случае $n = m = 1$. При одновременном легировании инертным газом и водородом образуются более сложные комплексы « $n_v - m_{и.г.} - l_H$ », которые обладают заметной подвижностью. Водород способствует и увеличению концентрации «псевдотвердого раствора».

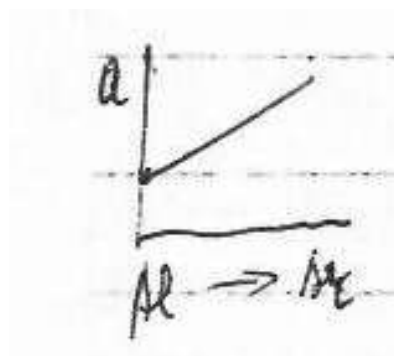


Рис.25.2.

в) Изменение симметрии кристаллической решетки – при имплантации появление тетрагональности в системе $Au - He$ (Палаткин Л.С.) $Ag - He$ в тонких пленках. Практическое применение имплантация нашла при обработке полупроводников. Для обработки металлических деталей экономически неэффективно. В последнее время развивается методика «полного перекашивания». На поверхность металла наносится тонкая пленка, которая затем вбивается ионным облучением в поверхностный слой металла.

25.2. Образование и рост пузырьков (распухание) – в системах, легированных инертным газом в результате облучения. Отличие пузырьков от пор (давление).

а) Зарождение пузырьков – из кластеров атомов газа $dF = P4\pi r^2 dr - \gamma 8\pi r dr$, где γ - поверхностное натяжение; P - давление при равновесии $r = \frac{2\gamma}{P}$.

б) Рост пузырьков – необходимо обильное поступление вакансий: при $r = 100\text{\AA}$ и $P = 10^3\text{ ат.}$ необходимо 30 вакансий на атом газа, а при $r = 10^5\text{\AA}$ и $P = 1\text{ ат.}$ – 30000 вакансий на атом газа. Механизм быстрого роста пузырьков газа – сверхпластичность – заключается в сваливании двух локаций противоположных знаков из двух систем скольжения (Симеренко).

в) Равновесная форма пузырьков – при образовании отрицательных кристаллов в области повышенных температур. Так как грани этого «кристалла» образованы ... чистыми поверхностями, то по их расстоянию от центра можно определить величины поверхностных энергий (по теореме Гибса-Вульфа-Кюри).

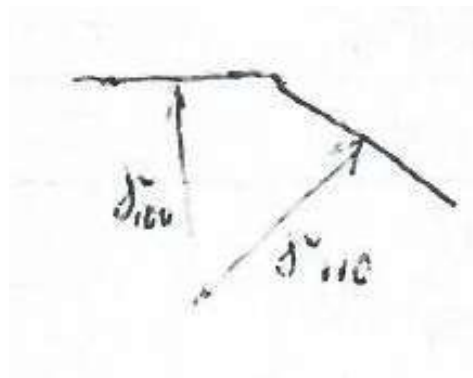


Рис.25.3.

г) Влияние пузырьков на свойства – зависит от их количества и распределения. Большое число очень мелких пузырьков – повышение прочности за счет закрепления дислокаций. Крупные пузырьки приводят к набуханию, увеличение объема на 50-100%, что вредно для конструкций атомных реакторов. В условиях ТЯР возникают, также, блистеры.

25.3. Сверхрешетка пузырьков – возникает при большой концентрации пузырьков, по структуре аналогична суперрешетке радиационных пор.

25.4. Радиационное легирование за счет ядерных реакций (трансмутация элементов).

Трансмутация – превращение одних элементов в другие элементы. Например, в медных проводах внутри реактора происходят реакции $\text{Cu} \rightarrow \text{Zn}$ и $\text{Cu} \rightarrow \text{Co}$ при этом повышаются механические свойства, но снижается электропроводность.

$C_{\text{при}} = x\sigma_{\text{реак}}\Phi t$, где Φt – доза облучения; $\sigma_{\text{реак}}$ – эффективное сечение ядерной реакции; x – число атомов примеси образ. при каждой реакции.

В реакторах на быстрых нейтронах имеются детали и термодпары с W : $W \rightarrow \text{Re} \rightarrow O_s$. В данном случае радиационное легирование полезно с точки зрения механических свойств, но приводит к изменению показания термодпар ($W + 5\% \text{Re}$ – $W + 20\% \text{Re}$). Практическое значение имеет реакция $Si^{30}(n, \gamma)Si^{31} \xrightarrow{\beta} P^{31}$ поскольку она обеспечивает ...

Лекция 26

Влияние облучения на фазовые превращения.

Облучение влияет в большей мере на стадии зарождения, чем на стадии роста; в результате облучения возможно изменение механизма превращения.

26.1. Влияние облучения на степень упорядочения сплавов – зависит исходного состава.

а) Облучение предварительно упорядоченных сплавов – частичные разупорядочения. S. Siegel, 1949г. установил, что сплав Cu_3Au быстро разупорядочивается нейтронами. J.A. Brinkman, 1954г. – при облучении Cu_3Au протонами (9Мэв) и α (33Мэв) число разупорядоченных атомов на 1 частицу в 10 раз больше смещенных; L.A. Aronin, 1954г. нашел, что на каждое столкновение с быстрым нейтроном ($>0,5$ Мэв) в сплаве Ni_3Mn смещается не более 1300 атомов, а разупорядочивается ~ 5000 атомов.

б) Механизмы разупорядочения сплавов – действуют одновременно (разный вклад):

1) *разупорядочение в области термических пиков* (F. Seib, J.S. Koehler, 1955г.) для Cu_3Au (D^+) пики состоят из отдельных областей с энергией 50 эв; число разупорядоченных атомов 10, а ... 12.

2) *в области пиков смещения (каскадов).*

3) *за счет цепочек последовательных замещений* (G.H. Kinchin, R.S. Pease, 1955г.) легко объясняются данные Aronin; для Cu_3Au низкие значения порога замещения.

4) *за счет некоррелированных замещений.*

5) за счет смещения атомов в междоузельные положения.

в) Облучение предварительно разупорядоченных сплавов – частичное упорядочение. Степень упорядочения при облучении не может быть высокой из-за высокой эффективности обратного процесса. Выявление скрытого упорядочения в сплавах Fe-50Ni ($1,7 \cdot 10^{18}$ н/см², 300° С).

26.2. Влияние облучения на полиморфные превращения.

а) Облучение элементарных веществ (аллотропические превращения)

G.J. Dienes, 1953г. При облучении черного *P* нейтронами появляются рентгеновские линии красного *P*.

G. Fleeman, 1953-1955 и G.J. Dienes, 1955 обнаружили превращения $\beta \rightarrow \alpha - Sn$ в образцах облученных 10^{18} Н/см² при -196°С, но скорость меньше, чем после затравки.

A. Sosin, 1956 – не обнаружил влияния облучения электронами $3 \cdot 10^{18}$ эл/см² при -196°С с энергией приблизительно 3 Мэв. Простые точечные дефекты и их скопление не зарождают $\alpha - Sn$.

P.W. Levy, O.F. Kammerer, 1955 – рентгенографически обнаружили графитизацию алмаза при облучении нейтронами $3,8 \cdot 10^{20}$ Н/см² при ~65°С.

б) Облучение соединений

M.C. Wittels, F.A.Sherill, 1956г. При облучении быстрыми нейтронами 10^{20} Н/см² при ~100°С моноклинная $ZrO_2 \rightarrow$ кубическую ZrO_2 (стабильная выше 1900°С). При нагреве более 800°С обратное превращение. Объясняют локальным превращением в термических пиках (+ закалка). Кроме того, внутренние напряжения вблизи междоузельных атомов приводят к сжатию решетки и переходу к более плотной упаковке высокотемпературной фазы.

D.S. Billington 1956 сообщил, что в образцах ZrO_2 повышенной чистоты превращение под действием облучения происходит не всегда.

И.А. Наскидашвили, Х.Э. Майле 1977 обнаружили превращение тсирагон $U_3Si \rightarrow$ кубическая U_3Si при облучении нейтронами (10^{18} Н/см² при 50-60°C или $7 \cdot 10^{16}$ при 110°C) механизм превращения не может быть диффузионным (низкая).

в) Облучение сплавов (мартенситные превращения)

D.O. Leaser, 1954 – сообщил о возрастании магнитной восприимчивости при облучении нейтронами (10^{19} Н/см²) нержавеющей сталей 304, 309, 316 и 347 и объяснил это частичным $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением по мартенситному механизму.

M.B. Reynolels, J.R. Low, L.O. Sullivan 1955г. облучали нейтронами (<100°C) сталь 347 измерения индукции насыщения показали, что количество α -фазы до 0,25%, а после пластической деформации $\varepsilon = 52\%$ получается 0,19% α -фазы.

С.Т. Конобеевский и другие 1954 – установили, что сталь 1Х18Н9Т не становится ферромагнитной в результате облучения нейтронами, если обеспечено отсутствие пластической деформации.

26.3. Влияние облучения на распад перенасыщенных твердых растворов.

Процессы, происходящие при распаде пересыщенных твердых растворов сложнее, чем при упорядочении и полиморфизме, но их практическое значение больше.

а) Гомогенный механизм распада – ускорение стадии зарождения D.S. Billington (1950) заметил, что облучение нейтронами ($2,5 \cdot 10^{18}$ Н/см²) сплавов $Cu - 2,5Be$ (13,5% ат Be) дает больше прирост $\Delta\rho_{об}$, чем в чистых металлах и насыщенных твердых растворах. В 1953г. он установил роль температуры облучения: при -153°C лишь 1/4 $\Delta\rho_{об}$ при 27°C. G.T. Murray, W.E. Taylor (1954) показали, что $\Delta P_{\dot{\alpha}}$ при 40°C

($10^{17} \div 3 \cdot 10^{19}$ Н/см²) аналогично $\Delta\rho$ при низкотемпературном старении сплава $Cu - 2,2\% Be$. Аналогично происходит и возврат при нагреве (короткого) в области повышенных температур.

B. Neumann, E. Schmied (1955) подобные результаты при $2 \cdot 10^{13} \alpha$ (5,3 МэВ) и β (1,7 МэВ).

Л.Н. Быстров, Л.И. Иванов, С.В. Майоров (1973) облучали электронами ($8 \cdot 10^{18}$ эл/см²; ...) сплав $Cu - 2,5\% Be$. Считают, что изменение механических свойств за счет ускорения диффузии.

D.S. Billington и другие (1956) установили, что облучение нейтронами $4 \cdot 10^{17}$ Н/см² при 300 °C сплава $Ni - 2\% Be$ дает изменение $T_c \rightarrow$ выделение 1,3 ат.% Be \rightarrow образование заряда.

A.C. Dumask (1968) облучение нейтронами $10^{14} \div 10^{19}$ Н/см² сплава $Al - Cu$ при 110 и 130 °C дает образование зародышей θ' обжиг при 235 °C не вызывают ускорение распада (центры рассеиваются).

б) Гетерогенный механизм распада – влияние облучения слабое.

в) Ячеистый механизм распада – облучение нейтронами приводит к замедлению образования и роста ячеек в сплаве $Ni - Be$ вследствие более полного развития гомогенных стадий распада. Такое же действие оказывает облучение электронами на ячеистый распад в сплавах $Co - Al$.

26.4. Роль радиационного легирования в изменении кинетики фазовых превращений – малые примеси замедляют рост новой фазы, но почти не влияют на процессы ее зарождения.

Лекция 27

Изменение свойств металлов при облучении.

Является результатом комплексного воздействия облучения: радиационные повреждения + радиационное легирование + фазовые превращения (в метастабильных системах).

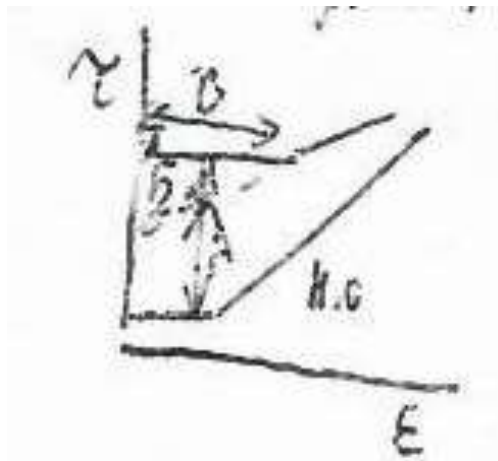


Рис.27.1.

27.1. Влияние облучения на предел текучести и деформационные упрочнения.

а) ГЦК металлы – Т.Н. Blewitt, R.R. Coltman, 1951 обнаружили, что τ_c моно-*Си* заметно увеличивается при облучении нейтронами, однако прочность кристаллов после значительной пластической деформации незначительно отличается от необходимой.

В 1953г. установлено, что эффект радиационного упрочнения снимается при отжиге $\sim 300^\circ \text{C}$ ($E_{ef} \approx 2,2 \text{ эв}$; $E_{sd} \approx 2,1 \text{ эв}$); $\tau_c \sim (\text{Доза})^{1/3}$; на кривой напряжение-деформация появляется «зуб текучести» и «площадка текучести». В поликристаллической *Си* также «зуб текучести»; увеличение σ_s зависит от $T_{об}$.

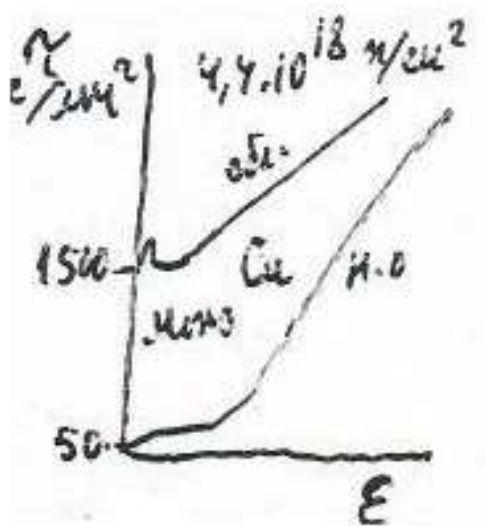


Рис.27.2.

Аналогичные результаты на *Al*. При облучении $Ni(10^{19} \text{ н/см}^2)$ обнаруживается повышение $\sigma_s = 16 \rightarrow 20 \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$ и $\sigma_B = 48 \rightarrow 49 \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$. Но уменьшение $\delta = 45 \rightarrow 34\%$

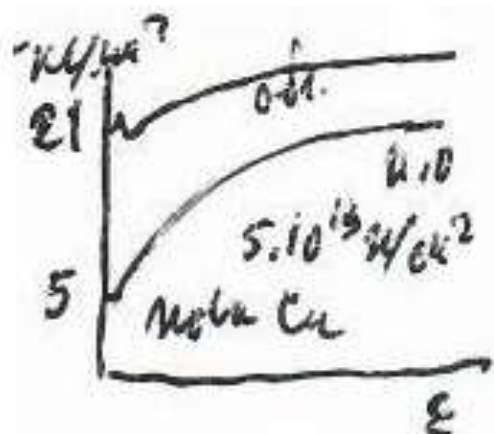


Рис.27.3.

б) ОЦК металлы – F.W. Kung, A.N. Holden, 1954 облучали моно-*Fe* ($2,4 \cdot 10^{18} \text{ н/м}^2$) повысился резкий предел текучести на $90 \div 100\%$, но после $\varepsilon = 16\%$ кривые деформации совпадают с необлученными. σ_B одинаково, однако, δ - возрастает при облучении.

Возврат предела текучести в моно-*Fe* в интервале $225 \div 300^\circ\text{C}$ по закону $\Delta\sigma_s \sim \lg t$ ($E_{50\%} \approx 3,1$ эв близко к E_{sd}).

В сталях и *Mo*-сплавах (полимер) облучение часто устраняет зуб текучести. Растет $\tau_s \sim (\text{Доза})^{1/2}$ с насыщением при $10^{20} - 10^{21} \text{ н/см}^2$; σ_B растет слабее, так для поли-Ta $\sigma_B = 46 \rightarrow 60 \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$, по $\delta = 23 \rightarrow 17\%$; результат сильно зависит от $T_{об}$.

в) ГПУ металлы – к + н моно-*Zn* ($2,4 \cdot 10^{18} \text{ н/см}^2$) при базисном скольжении τ_c увеличивается в несколько раз; при деформации двойникованием эффект мал.

Е. Sehmид, 1955 облучение $\alpha(5,3 \text{ Мэв}, P_0 40 \text{ мС})$ приводит к упрочнению; наоборот, $\beta(1,7 \text{ Мэв}, P_{32} 40 \text{ мС})$.

г) Механизмы радиационного упрочнения – необходимо учитывать их совокупность:

1) *взаимодействие дислокаций с статически распределенными точечными дефектами* – возврат свойств происходил бы с меньшей энергией активации (соответствует отжигу междоузлий и вакансий).

2) *блокирование дислокаций радиационными дефектами (по Коттреллу)* – объясняет появление зуба текучести в ГЦК металлах.

3) *коагуляция дефектов в петли (и поры)* – упругое взаимодействие (Fleischer) и закрепление.

27.2. Радиационное ускорение ползучести. – А.Н. да С. Andrade, 1945 установил, что скорость ползучести *Cd* (под небольшой постоянной нагрузкой) возрастает х5 раз при облучении α -частицами. При больших $\varepsilon \sim 10\%$ облучение практически не сказывается.

а) Современные эксперименты в атомных реакторах – показали, что наблюдаются изменения ползучести, в основном, при невысоких температурах. Эти изменения наблюдаются как в работающем реакторе, так и после его выключения. В работающем реакторе наблюдается ускорение ползучести, тем более заметное, чем ниже температура облучения и больше флюенс. В остановленном реакторе материалы радиационно упрочнены и скорость ползучести понижается.

б) Теория радиационного ускорения ползучести – основана на понятии «преференса» при взаимодействии точечных дефектов. На дислокациях оседают преимущественно междоузельные атомы и обеспечивают их ускоренное переползание. Вакансии же оседают на макропорах и способствуют набуханию материала. При отсутствии «преференса» междоузельные атомы рекомбинируют с вакансиями на дислокациях и нет ни ускорения ползучести, ни набухания. Эти процессы нельзя объяснить за счет РСД, так как интервал температур проявления РСД ниже температурного интервала ускоренной ползучести и набухания.

27.3. Механизмы радиационного охрупчивания металлов. – не вполне ясны.

а) Изменение температурного интервала перехода от вязкого к хрупкому разрушению.

Наблюдалось в ОЦК металлах (сталях, *Mo*-сплавах и др.): для стали 20 при 10^{20} н/см² T_x повышается от -30°C до $+80^{\circ}\text{C}$; эта доза делает *Mo* техн. совершенно хрупким при 20°C .

Развитие микротрещин при облучении моно- *Mo* ...

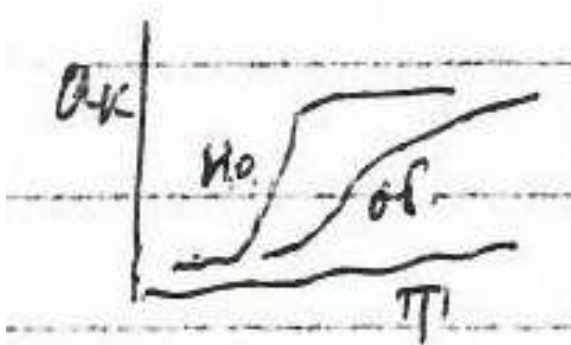


Рис.27.1.

б) Гелиевое охрупчивание – при облучении нейтронами сталей, содержит В (регулирующие стержни); при облучении материалов α -частицами образование сети пузырьков по границам зерен и субграницам.

27.4. Изменение электрических и магнитных свойств при облучении.

а) Электропроводность – наиболее изученное свойство в области металлов:

1) в чистых металлах – при малых и умеренных дозах изменяется остаточное ρ_0 , в основном, за счет радиационных дефектов; при больших дозах за счет радиационного легирования.

2) в метастабильных сплавах – за счет протекания фазовых превращений Dugdale R.A., 1951г. облучение разупорядоченного Cu_3Au при $150^\circ C$ нейтронами снижает ρ_0 .

В 1952г. электроны 3Мэв аналогично; в 1955г. γ -излучение.

В 1952г. Blewitt рентгеновски $\eta \uparrow$.

Dines G.J., Damask A.C. 1955-1962 г.г. изменение ρ_0 и ρ_T за счет изменения ближнего порядка в Cu – 30%.

S. Siegel, 1950г. – облучение нейтронами $Cu + 2,5Be$ дает больше $\Delta\rho$, чем чистых металлов.

E. Seehmid, 1955г. – аналогично влияют α (5,3 Мэв) и β (1,7 Мэв) – ранние стадии распада.

б) Термоэдс – имеет большое практическое значение для термопар в реакторах. В стабильных сплавах, в основном, за счет образования радиационных дефектов при больших дозах начинает сказываться и радиационное легирование ($W \rightarrow Re \rightarrow O_3$).

в) Точка Кюри – изменяется, обычно, при облучении метастабильных сплавов. Сплав $Ni - 2\%Be$ облученный $4 \cdot 10^{17} \text{ н/см}^2$ при $300^\circ C$ изменил T_c за счет выделения 1,3% от Be .

г) Магнитная восприимчивость – D.O. Leeson, 1954 обнаружил возрастание χ при облучении 10^{19} н/см^2 нержавеющей стали 304, 309, 316 и 347 и объяснил это частичным $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением.

С.Т. Конобеевский и др., 1954 установили, что в результате облучения нейтронами стали 1Х18Н9Т она не становится ферромагнитной, если обеспечено отсутствие пластической деформации.

д) Сверхпроводимость – при облучении нейтронами соединений типа Cr_3S T_K и H_K уменьшаются. Критический ток при этом возрастает. Это структурно-чувствительная характеристика. Полученный в реакторах элемент T_c имеет высокую $T_K=8,2^\circ\text{K}$ (второй после $\text{Nb} - \text{Zn}$).

Лекция 28

Влияние гидростатического давления на структурно-чувствительные свойства.

В системе СИ единицей давления является паскаль $1 \text{ Па} = 1 \text{ Н/м}^2$. В исследовательской практике $1 \text{ бар} = 10^5 \text{ Па} = 0,987 \text{ ат}$.

28.1. Влияние давления на предел текучести и деформационное упрочнение.

По данным ..., 1956 г. для моно-*Al* с ростом давления до $5\,200 \text{ атм}$. Напряжение пластического течения увеличивается. Если давление уменьшить уменьшается и σ .

Для моно-*Ni* общее удлинение под высоким давлением больше, чем при 1 атм .; вместе с тем, упрочнение при высоких давлениях меньше. Имеются эффекты понижения σ_s . На бикристаллах *Zn* и монокристаллах *Zn* с двойниками Зайцев изучал анизотропию сжатия I типа, когда дислокации генерируются за счет касательных напряжений. На системе *Fe*–*Fe₃C* изучена анизотропия сжатия II типа (напряжения на межфазных границах).

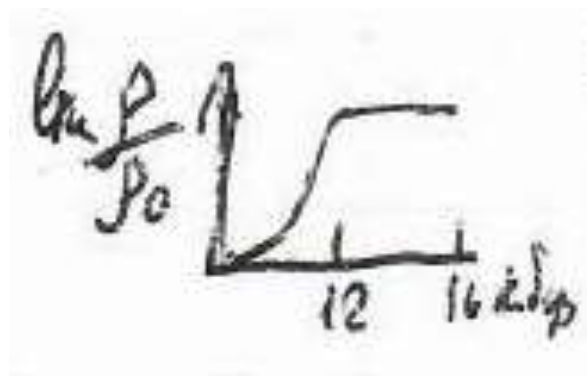


Рис.28.1.

28.2. Влияние давления на процессы разрушения – зависит от пластичности материала.

Монокристаллы *Al* под давлением разрушаются с образованием шейки. Во всех случаях, исследованных Haasen давление (~ 5 кбар) не меняло характера разрушения.

Пластичность мрамора проявляется лишь в условиях ВГД. Если материал пластичен изменения невелики.

Метод гидроэкструзии – V_3Ga разрушается при 18 кбар после $\varepsilon = 28\%$, а V_3Si после $\varepsilon = 7\%$. Металлы (*W*, *Mo*, *Cr*) и их сплавы экструдируются при давлении $8 \div 3$ кбар, но *Cr* требует повышения температуры ($> 200^\circ C$); Сплав ВМ1 после экструзии $\sigma_B = 60 \rightarrow 80 \text{ кг/мм}^2$, $\delta = 5 \rightarrow 25\%$ ($\varepsilon = 80\%$ + отжиг $1000^\circ C$) т.е. гидроэкструзия приводит и к некоторому изменению пластичности. Сплав АМг-11 после экструзии ($\varepsilon = 40\%$) $\sigma_B = 55 \rightarrow 63 \text{ кг/мм}^2$; $\delta = 1,6 \rightarrow 11,5\%$!

28.3. Влияние на другие структурно-чувствительные свойства.

а) Электропроводность – должна расти с увеличением давления (металлизация!); действительно диэлектрики становятся полупроводниками (черный *P* II при 12 кбар); полупроводники – металлами ($\alpha - Sn - O$; *Ge* 120 кбар; *Si* 200 кбар; *C* 1 Мбар; *InSb* 30 кбар; *Xe* 500 кбар).

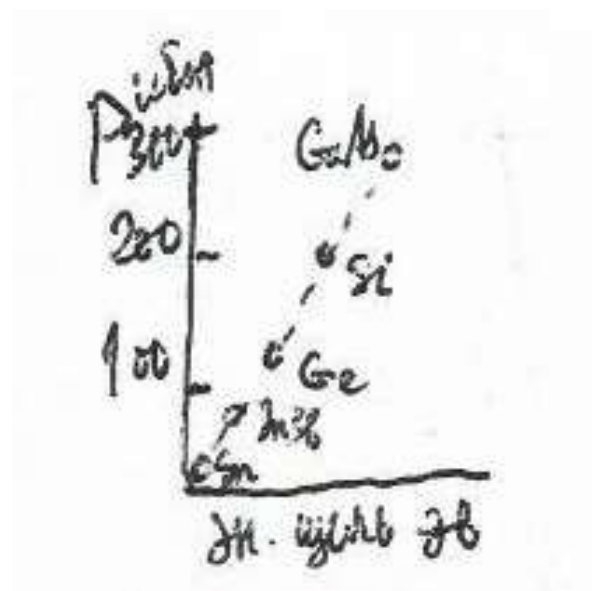


Рис.28.2.

В отдельных случаях, однако, наблюдается переход металлов в полупроводник ($\Delta p \sim 40$ кбар). Наибольшее изменение Δp при фазовых превращениях при высоком давлении.

б) Теплопроводность – литой стали растет под давлением за счет залечивания пор; применяется (Клауссен, 1960) для обнаружения фазовых превращений под давлением путем сравнения теплопроводности исследуемого и эталонного веществ (по скачку ΔT).

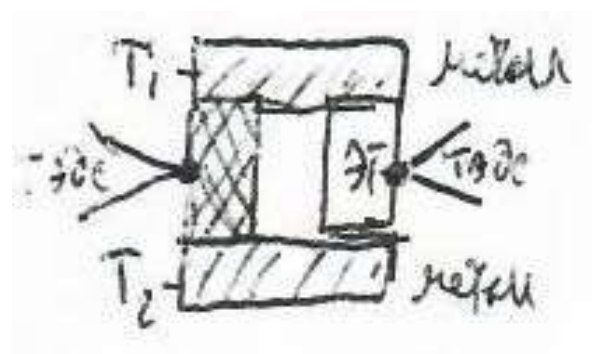


Рис.28.3.

в) Термоэдс – поправка к показаниям термопар зависит не только от давления, но и от температурного интервала. Она велика для ..., но меньше для ...

г) Магнитные свойства – влияние на T_c в соответствии с уравнением Эренфеста (... , 1964). Изменение величины внутреннего магнитного поля и градиента электрического поля на атомном ядре определяют по сдвигу частоты γ -излучения у Fe^{57} (и другие) эффект Месбауэра. Измеряют и влияние давления на ЯМР в ферромагнитных материалах. Для железа установлено, что до 60 кбар частота ЯМР растет прямопропорционально давлению (Д. Листер, 1963), для ферромагнетиков не требуется внешнего магнитного поля, что упрощает аппаратуру.

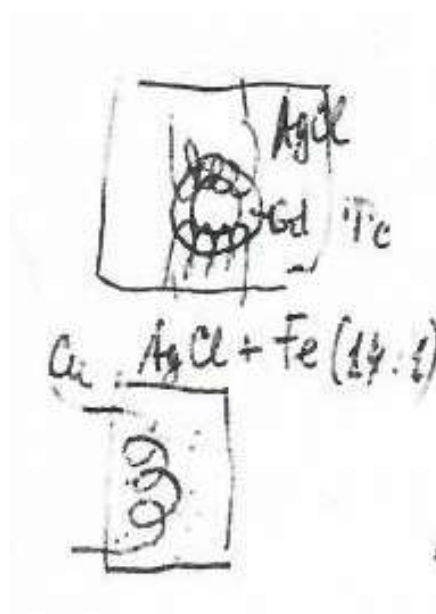


Рис.28.4.

д) Сверхпроводимость – трудности измерений при низких температурах: ледовая бомба Лазарева Б.Г., влияние на сверхпроводники первого рода слабое (Эренфест) для Sn : $T_k = 3,732 - 4,88 \cdot 10^{-5} P + 3,8 \cdot 10^{-10} P$ (где P в барах в интервале 0-10 кбар). Однако, в более широком интервале давлений, имеются аномалии на кривой $T_k(P)$: если соединение имеет высокое T_k , то P вызывает понижение характеристик. На некоторые несверхпроводящие соединения и соединения с низким T_k давление оказывает положительное влияние: так $CaSi_2$ под давлением становится сверхпроводником ($T_k = 1,58$ К); Cs V ($T_k = 1,5$ К); Ba II ($T_k = 1,4$ К); Ba III ($T_k = 3$ К); Ba IV ($T_k = 4$ К); $\alpha'Ce$

($T_k=1,7\text{ K}$); $Y_{110}^?$ ($T_k=1,2\text{ K}$); $Si\text{ II}$ ($T_k=6,7\text{ K}$); $Ge\text{ II}$ ($T_k=5,3\text{ K}$); $P\text{ III}$ ($T_k=5\text{ K}$);
 $As\text{ II}$, $As\text{ III}$ ($T_k=0,25\text{ K}$ и $T_k=0,5\text{ K}$); $Sb\text{ III}$ ($T_k=3,5\text{ K}$); $Bi\text{ II} \rightarrow Bi\text{ VI}$
($T_k=4 \rightarrow 8\text{ K}$); $Se\text{ II}$ ($T_k=6,8\text{ K}$); $Te\text{ II}$ ($T_k=3,3\text{ K}$); $Xe\text{ II}$ ($T_k=6,8\text{ K}$).

28.4. Роль давления в природе – в природе диапазон давлений простирается от космического вакуума до $\sim 10^{13}$ кбар в белых карликах. В недрах земли давление больше 1 Мбар и возможна металлизация некоторых окислов (для SiO_2 $P_{Mo}>1\text{ Мбар}$) и силикатов. В космических ...

Плотность вещества в белом карлике $\sim 10^9\text{ кг/м}^3$ (если масса ядра $<1,4 M_0$). Плотность вещества в нейтронной звезде $<10^{18}\text{ кг/м}^3$ ($1,4 M_0 < \text{масса звезды} < 2 \div 3 M_0$).

Лекция 29

Влияние высоких давлений на фазовые превращения.

Высокие давления влияют на условия протекания и кинетику известных фазовых превращений и вызывают целый ряд новых превращений.

29.1. P – T и P – T – C диаграммы (фазовые диаграммы).

50 кбар и $> 1400^{\circ}\text{C}$ в присутствии катализаторов (*Fe, Mn, Ni, Co, Cr, W, Ta, SiC*).

120 кбар и $2500-3000^{\circ}\text{C}$ - прямой переход, $< 2500^{\circ}\text{C}$ - ... (гекс),
1 Мбар и 20°C - металлизация С.

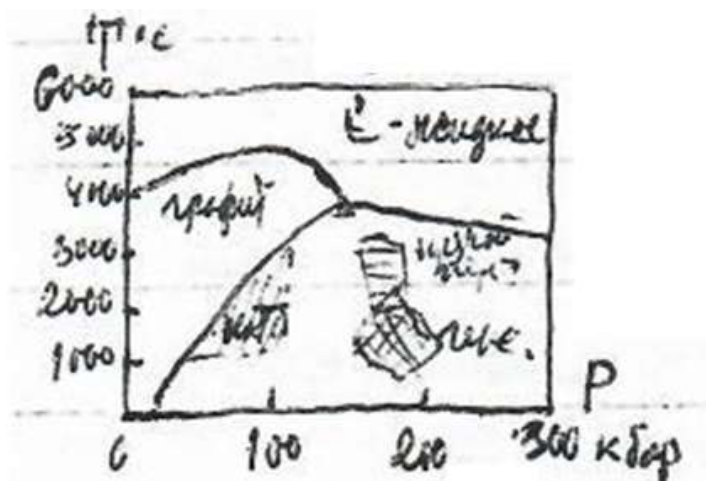


Рис.29.1.

$\frac{dT_{пл}}{dP} = 23,9 \frac{\Delta V}{\Delta S} ^{\circ}\text{K/кбар}$ при 1 бар эвтеклическая система без интерметаллических соединений фаз, при 16 кбар появляется χ фаза по Понятовскому Е.Г. *BiSn* выслоение в системе *Fe – Ni P*

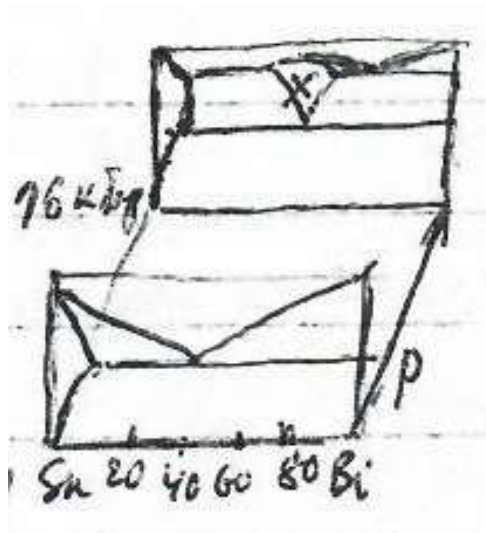


Рис.29.2.

В.Ф. Дегтярева, С.А. Ивахненко, Е.Г. Понятовский, В.И. Ращупкин (ИФТТ Черноголовка). Воздействие высокого давления на фазовую диаграмму сплавов $Pb-Sb$. В сб. «Высокие давления и свойства материалов», изд. «Наукова думка», К. 1980, с.80-86.

После воздействия давления 50 кбар при температуре 350°C и последующей закалки в жидкий азот образцов с составом $Pb+50\text{ат}\%Sb$ образуется β -фаза с ОЦК решеткой и $T_c = 8,5 \pm 0,05 \text{ K}$. Для образцов $Pb+30\text{ат}\%Sb$ и $Pb+20\text{ат}\%Sb$ образуется ε -фаза с ГПУ решеткой и $T_c = 8,2 \text{ K}$ в узком интервале T . Строение последней аналогично ε -фазе в сплавах $PbBi$ при атмосферном давлении, которое является твердым раствором Bi в гексагональной модификации Pb (образуется при $\sim 130 \text{ кбар}$). Фазы ε и β можно получить и закалкой из жидкого состояния.

Аналогичные превращения соединения \boxed{BN} .

29.2. Изменение координационных чисел.

В.М. Гольдшмидт (30-е годы) – предельные значения отношений ионных радиусов r_A/r_B для различных координационных чисел. Правило Гольдшмидта о преимущественной устойчивости структур с большими координационными числами в условиях высоких давлений.

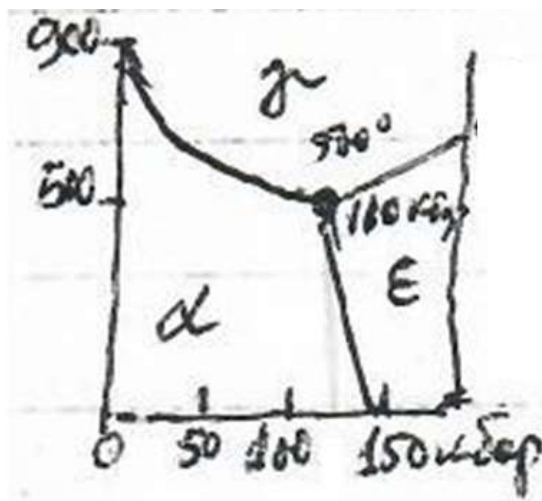


Рис.29.3.

Таблица 29.1

$\hat{e} \cdot r$	r_A/r_B
4	0,41 ÷ 0,73
6	
8	
12	

Превращения элементов $Fe\alpha \rightarrow \varepsilon, \gamma; \quad Si\ I \rightarrow Si\ II; \quad Ge\ I \rightarrow Ge\ II$
 $8 \rightarrow 12 \quad \quad 4 \rightarrow 6 \quad \quad 4 \rightarrow 6$

29.3. Электронные переходы.

Принцип Паули (на каждом энергетическом уровне не более 2-х электронов). Относительное расположение энергетических уровней в зоне и самих зон относительно друг друга зависит от межатомных

расстояний, следовательно, от давления. В рамках одной и той же кристаллической структуры возможны переходы, связанные с переходами электронов на другие энергетические уровни, которые при высоком давлении обладают более низкими значениями энергии. В качестве примера можно привести превращение $\gamma \rightarrow \alpha \text{Ce}$ (тройная точка)

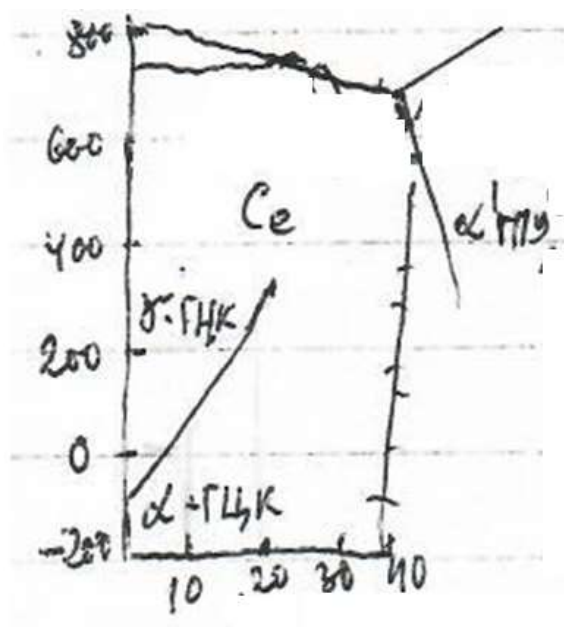


Рис.29.4.

29.4. Создание новых метастабильных фаз в результате воздействия высокого давления.

а) Возникновение метастабильных фаз у элементов.

Неметаллы: черный P; алмаз; Si; Ge.

Металлы: ω -Ti; ω -Zr (IV в \rightarrow III в)

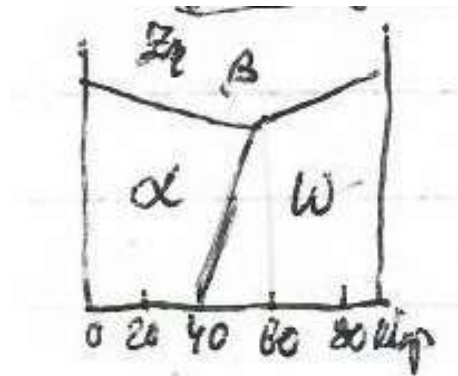


Рис.29.5.

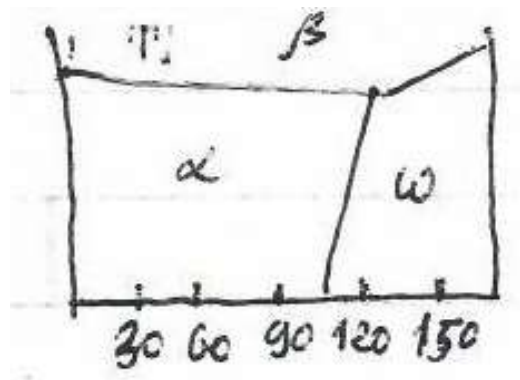


Рис.29.6.

б) Возникновение метастабильных фаз в соединениях.

$BN_{сф}$ и BN_B ; SiO_2 коэсит и стишовит; $InSb$ II (23 кбар, $\Delta V = 11\%$).

в) Условия сохранения метастабильных фаз при атмосферном давлении.

- 1) наличие существенных кристаллогеометрических отличий между равновесными и метастабильными фазами.
- 2) достаточно высокая энтальпия активации превращения (по крайней мере – зарождения).
- 3) наличие значительного гистерезиса превращения.

г) Влияние давления на механизм и кинетику фазовых превращений – определяется влиянием давления на движущуюся силу превращения и на подвижность дефектов кристаллического строения.

29.5. Влияние давления на фазовые превращения в системе $Fe-C$.

а) Влияние на диаграмму состояния – давление сильно влияет на положение точки S .

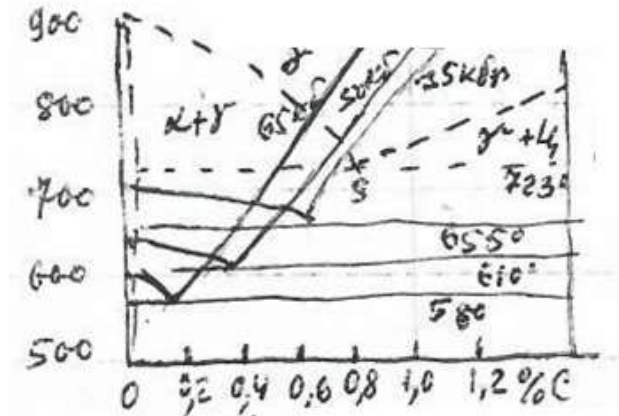


Рис.29.7.

б) Влияние давления на кинетику полиморфных превращений – зависит от знакообъемного эффекта. Так превращение $\alpha \rightarrow \gamma Fe$ ускоряется, а $\gamma \rightarrow \alpha Fe$ замедляется.

в) Влияние давления на кинетику процессов отпуска – давление способствует распаду мартенсита (идет с уменьшением объема) и задерживает распад аустенита (...).

Лекция 30

Влияние гидростатического давления на процессы залечивания дефектов.

Давление одновременно увеличивает термодинамический стимул залечивания дефектов, а с другой стороны уменьшает их подвижность (диалектическое противоречие).

30.1. Влияние давления на образование и миграцию точечных дефектов.

а) Образование точечных дефектов – образование вакансий связано с большим объемным эффектом, чем образование междоузельных атомов. Поэтому рост давления снижает концентрацию вакансий. Активационный объем образования вакансий $\approx 5,6 \div 7 \text{ см}^3/\text{г} \cdot \text{ат}$; междоузельных атомов ...; $\frac{\Delta V_f}{V_0} \approx 0,5 \div 0,7$ для вакансий; $\frac{\Delta V_f}{V_0} \approx 0 \div 0,2$ для междоузельного атома.

б) Миграция точечных дефектов.

Активационный объем миграции вакансий $\Delta V^M \approx 1,5 \text{ см}^3/\text{г} \cdot \text{ат}$ для Au или $\frac{\Delta V^M}{V_0} \approx 0,147$; активационный объем миграции междоузельных атомов $\rightarrow 0$.

в) Влияние давления на само- и гетеродиффузию – аномальный эффект при малых давлениях. Обнаружен Герудиконом С.Д. ($\text{Fe} \rightarrow \text{FeTi}$) за счет образования дополнительных дефектов при сжатии поликристалла при больших давлениях уменьшение $D_{об}$ и $D_{ер}$ само- и гетеродиффузии замещения (на диффузное внедрение – слабо).

Для теоретической оценки влияния давления на самодиффузию необходимо пользоваться уравнением: $D = A_0 \exp\left(-\frac{\Delta\Phi}{RT}\right)$, где $A_0 = \alpha a^2 \bar{\nu} \cdot f$. Здесь α – структурный коэффициент; a – период решетки; $\bar{\nu}$ – средняя частота колебания диффундирующего атома; f – корреляционный фактор, учитывающий различие вероятностей перескока атомов.

Активационный объем диффузии

$$\Delta V = \left(\frac{\partial \Phi}{\partial P}\right)_T = -RT \left(\frac{\partial \ln D}{\partial P}\right)_T + RT \left(\frac{\partial \ln A}{\partial P}\right)_T \approx -RT \left(\frac{\partial \ln D}{\partial P}\right)_T.$$

Так как $\left(\frac{\partial \ln A}{\partial P}\right)_T \leq 0,5 \text{ см}^3/\text{г} \cdot \text{ат.}$ Для вакансионного механизма $\frac{\Delta V}{V_0} \approx 0,5 \div 1$ ($\Delta V = \Delta V_{об}^f + \Delta V_{дв}^M$) для междоузельного $\frac{\Delta V}{V_0} \approx 0 \div 0,2$ [Так для $Au \frac{\Delta V}{V_0} = 0,7$].

Для смешанной диффузии (по Антони)

$\frac{\partial^2 \ln D}{\partial P^2} = -\frac{B}{(B+1)^2} \cdot \left(\frac{\Delta V^*}{RT}\right)^2$, где B – отношение концентрации примесных атомов, находящихся в позициях замещения и внедрения; ΔV^* – изменение объема при переходе атомов из позиции внедрения в позицию замещения. Если все примесные атомы размещаются в междоузлиях, то $B \rightarrow \infty$, а $\Delta V \rightarrow 0$.

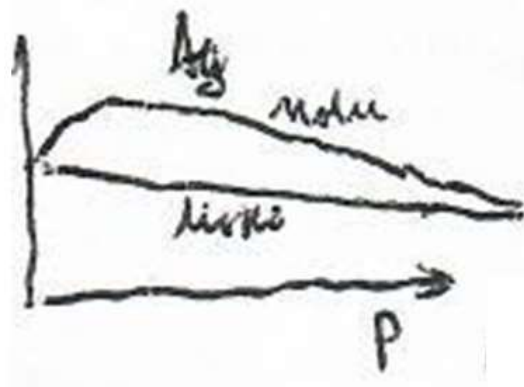


Рис.30.1.

30.2. Влияние давления на подвижность дислокаций.

а) Влияние давления на расщепление дислокаций – равновесная ширина расщепления дислокаций увеличивается в гидростатически сжатых ГЦК металлах, что затрудняет двойное поперечное скольжение винтовых компонент, переползание краевых компонент дислокаций.

б) Влияние давления на подвижность дислокаций – увеличение ширины расщепления дислокаций затрудняет как поперечное скольжение винтовых компонент дислокаций, так и переползание краевых компонент (замедляется также и за меньшей подвижности вакансий).

в) Влияние давления на кинетику полигонизации – полигонизация под давлением происходит в ГЦК металлах с меньшей скоростью и приводит к образованию менее совершенной полигональной структуры (более широкие субграницы из сложных объемных включений).

Барополигонизация и ее природа – ...

30.3. Влияние давления на рекристаллизацию и на залечивание макродефектов.

а) Образование центров рекристаллизации – давление замедляет образование центров: уменьшая N_n и I_s , но увеличивая τ_n и τ_0 - уменьшение N_n вызвано тем, что высокое давление способствует частичной релаксации напряжений в местах максимальных искажений кристаллической решетки. Изменения I_s , τ_n и τ_0 связано с уменьшением под давлением скорости граничной самодиффузии.

б) Рост центров рекристаллизации – замедляется ($\ln G \sim P$) за счет замедления граничной самодиффузии, причем $\Delta E_G = PV_{(G)}$, а величина G_0 практически не меняется $V_{(G)}$ возрастает с увеличением концентрации примесей аналогично E_G .

в) Собираательная рекристаллизация – замедляется (снижение D_{gr} с увеличением P).

г) Структура рекристаллизованного металла – более крупнозернистая и с более совершенными зернами – более сильное влияние на образование центров, чем на их рост. Уменьшение плотности дислокаций в рекристаллизованных зернах обусловлено меньшей энергетической выгодностью образования дислокаций в центрах под давлением.

д) Залечивание пор и микротрещин – эффект анизотропии сжатия II типа. ВГД тормозит процесс порообразования при взаимной диффузии (эффект Френкеля). Поры расположены более упорядоченно и залечиваются быстрее под давлением.

Залечивание микропор при газостатической обработке происходит медленно. Процесс ускоряется если предварительно деформировать ($\varepsilon \approx 3\%$) для создания подвижных дислокаций. Склонность к залечиванию тем больше, чем больше размер микрополостей. Однако, в этом случае, механизм залечивания сложнее: происходит локальная пластическая деформация вокруг полости, которая теряет механическую устойчивость. После схлопывания полости происходит сварка ее контактирующих поверхностей.

30.4. Влияние давления на ползучесть.

ВГД замедляет установившуюся ползучесть чистого Al (99,999%), увеличивает долговечность, но вызывает эффект ускорения ползучести перед разрушением (появление III стадии), за счет генерации дислокаций при залечивании микропор и микротрещин. $\Delta V_n \approx 7 \text{ см}^3/\text{г} \cdot \text{ат}$, что наполовину меньше $\Delta V_{cm} \rightarrow$ ползучесть контролируется подвижностью дислокаций. В техническом Al $\Delta V_n \rightarrow 11,4 \text{ см}^3/\text{г} \cdot \text{ат}$ за счет взаимодействия примесных ... дислокаций. В моно- Zn - с двойниками ползучесть ускоряется за счет перемещения их границ. Если нет двойников скорость ползучести уменьшается как при базисном, так и при пирамидальном.

Лекция 31

Изменение структуры и свойств металлов при мощных импульсных воздействиях.

Гидростатика → квазигидростатика → импульсное давление:
дальнейшее развитие схемы нагружения твердых тел; возможно и
растяжение и сжатие.

31.1. Влияние скорости механического нагружения на предел текучести, коэффициент упругости и σ_p .

а) Предел текучести – предел текучести скольжением в ОЦК и ГПУ
металлах растет с увеличением $\dot{\epsilon}$ быстрее, чем $\sigma_s^{ДВ}(\dot{\epsilon})$. Поэтому с
ростом $\dot{\epsilon}$ увеличивается вклад двойникования. Однако, при ударном
нагружении Mo при температуре $\geq 400^\circ C$ деформация идет без
двойникования, но с образованием высокой плотности точечных
дефектов.

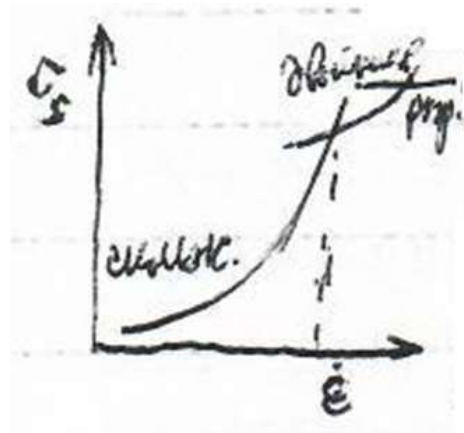


Рис.31.1.

Предварительная деформация скольжением (при повышенных
температурах) позволяет избежать образования двойников при
ударном нагружении Fe и Mo в области более низких температур.

б) Коэффициент упрочнения – в ГЦК металлах влияние $\dot{\epsilon}$ слабое и компенсируется изменением температуры согласно соотношению: $\frac{1}{T} \left(\frac{\partial \ln \tau}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \right)_T$. В металлах с ГПУ решеткой $\dot{\epsilon}$ существенно увеличивает коэффициент упрочнения в средней области температур.

в) Разрушающее напряжение – слабо зависит от скорости деформации. Поэтому при больших $\dot{\epsilon}$ разрушающее напряжение может стать меньше σ_s (скольжение и двойникование). Особо чувствительны металлы с ОЦК – яркий пример деформация *Cr* и сплавов на его основе.



Рис.31.2.

г) Динамический возврат и рекристаллизация – происходит во время нагружения. Интервал скоростей, в котором наблюдаются эти явления зависит от температуры деформации. Она влияет существенно на скорость возврата и рекристаллизации, которые могут оказаться сопоставимыми со скоростью деформации.

При малых скоростях нагружения ($\dot{\epsilon} = 10^{-7} \div 10^{-2} \text{сек}^{-1}$) движутся лишь дислокации с порогами, генерирующими избыточные вакансии. Одновременно, происходит аннигиляция этих вакансий на различных внутренних стоках и соответствующее возрастание эффективного коэффициента диффузии (динамический отдых). В ходе деформации с постоянной скоростью (установившаяся стадия ползучести) происходит

перестройка дислокаций (динамический возврат, точнее динамическая полигонизация).

При средних скоростях нагружения ($\dot{\varepsilon} = 10^{-2} \div 10^{-1} \text{сек}^{-1}$) динамическая полигонизация не успевает произойти в достаточной степени, а упрочнение металлов приводит к возникновению динамической рекристаллизации; в ходе которой концентрация избыточных вакансий (и D_{ef}) снижается.

При больших скоростях нагружения ($\dot{\varepsilon} > 10^{-1} \text{сек}^{-1}$) динамическая рекристаллизация не успевает произойти, а упрочнение приводит к возрастанию напряжения σ , необходимого для деформации скольжением до уровня, который делает энергетически возможным перемещение порогов, генерирующих междоузельные атомы. Последние обладают значительной подвижностью и, до своей аннигиляции, успевают переместиться на значительное расстояние. Поэтому наблюдается резкое возрастание D_{ef} . Рекристаллизация (статическая, метадинамическая) наступает уже после деформации (в процессе остывания образца) и уже не может сказаться на перемещении избыточных точечных дефектов.

д) Влияние $\dot{\varepsilon}$ на образование и залечивание дефектов – Согласно

Френкелю Я.М.: $u' = \frac{u_0}{(1 - v^2/c^2)^{\frac{1}{2}}}$, где v – скорость движения винтовой

дислокации; c – скорость распространения поперечных упругих волн. Когда $v \rightarrow c$ то $u' \rightarrow \infty$. Поэтому при большой скорости дислокации происходит спонтанное динамическое размножение дислокаций (при малых $\dot{\varepsilon}$) но меньше точечных дефектов.

31.2. Упрочнение взрывом – при сильном возрастании $\dot{\epsilon}$ необходимо учесть релятивистские эффекты.

Обработка металлов взрывом – применяется в мелкосерийном производстве крупногабаритных изделий сложного профиля. Как правило, деформируемость металлов хуже (больше $\dot{\epsilon}$), но иногда улучшается за счет более равномерного деформирования.

а) Метательные ВВ (пороха) – впервые применил Мэнро (1888 г.) для штамповки $\dot{\epsilon} = 61 \div 153 \text{ м} \cdot \text{сек}^{-1}$; за счет контакта с горячими газами нагрев поверхности изделия; максимальное ... деталей 5-20%.

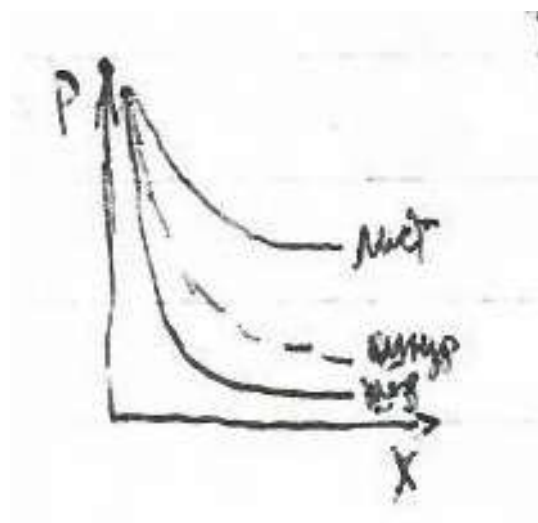


Рис.31.3.

б) Бризантные ВВ (тротил, амонал, динамит) $\dot{\epsilon}$ до нескольких тысяч метров в секунду. Энергопередающие среды: вода, расплавленная соль или металлы (при необходимости нагрева – песок, масло, иногда воздух); в воде взрывная волна распространяется со скоростью до 7000 м/сек.

в) Электрогидравлический эффект – возникает в результате электрического разряда в жидкостях вследствие их малой сжимаемости и действия закона Паскаля. Локальный разогрев в небольшом участке жидкой ванны вызывает импульс давления в ней. Применяется для штамповки, прессования, очистки.

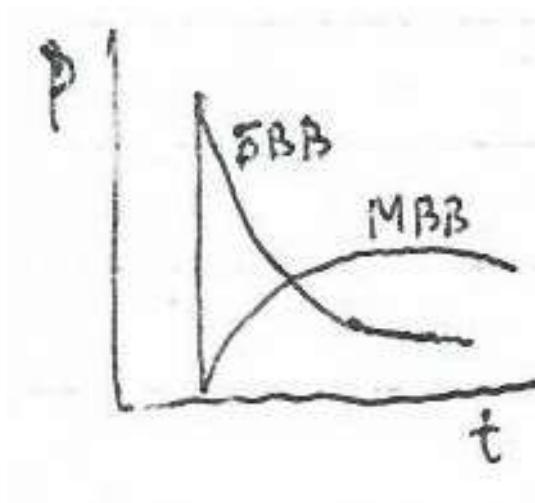


Рис.31.4.

31.3. Влияние мощных импульсных магнитных полей на структуру и свойства.

а) Пластическая деформация – возникает в результате действия ... сил. Приводит к упрочнению металлов за счет образования дислокаций и дальнодействующих полей упругих напряжений.

б) Динамический возврат – имеет такой же характер, как и при механическом импульсном нагружении. При большой скорости изменения напряженности магнитного поля происходит разгон дислокаций до высоких скоростей и генерируются междоузельные атомы.

в) Фазовые превращения – при образовании ферромагнитной фазы из парамагнитной $\Delta F_m = H \Delta I$, где H – напряженность магнитного поля; ΔI – разница намагниченности обеих фаз. Изменение температуры превращения $\Delta T = (T_0 - M_s) \cdot \left(\frac{\Delta F_m}{\Delta F_l} \right)$, где ΔF_l – упругая + поверхностная энергия. При импульсном изменении магнитного поля происходит превращение за счет пластической деформации.

Лекция 32

Изменение структуры и свойств при быстрых нагревах.

Способы быстрого нагрева: контактные (ток, расплав) и бесконтактные (ТВЧ, лазер).

Пропускание электрического тока обеспечивает равномерный нагрев (для гетерогенных материалов небольшая неоднородность нагрева); погружение в расплав лимитирует скорость нагрева внутренних частей объекта за счет теплопроводности; ТВЧ и, особенно, лазер обеспечивают лишь поверхностный нагрев.

При нагреве пропусканием тока можно изучать структурные и фазовые превращения в чистом виде, так как их кинетика не будет зависеть от скорости подвода тепла через материал.

32.1. Влияние скорости нагрева на процессы залечивания дефектов решетки.

а) Отдых – с повышением скорости пики на кривой зависимости $\frac{d\rho}{\rho_0 dT} = f(T)$ сдвигаются в сторону высоких температур в тем большей степени, чем выше эффективное значение энергии активации, то есть пики не только смещаются, но и растёт расстояние между ними (по оси T).

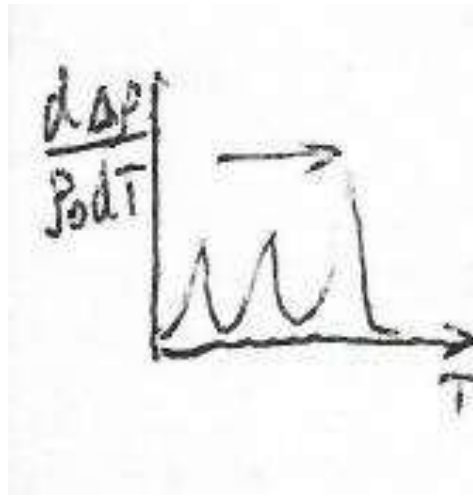


Рис.32.1.

б) Полигонизация – в связи с различной температурной зависимостью подвижности краевых и винтовых компонент дислокации изменяется их вклад в процессы возврата. При быстрых нагревах возврат с поворотом.

в) Рекристаллизация – при росте скорости нагрева ускоряется рекристаллизация за счет подавления процессов возврата. Наибольшее влияние оказывает скорость нагрева на начальные стадии образования центров рекристаллизации. Поэтому увеличивают не только \dot{N} и G , но и отношение $\frac{\dot{N}}{G}$, то есть при увеличении скорости нагрева материал после рекристаллизации более мелкозернистый.

г) Залечивание макродефектов – происходит при более высоких температурах. Некоторую роль может сыграть локальная неоднородность нагрева.

д) Влияние скорости нагрева на вклад различных процессов в разупрочнение металлов. В связи с различной температурной зависимостью параметров кинетики отжига, полигонизации и рекристаллизации увеличение скорости нагрева приводит к возрастанию вклада рекристаллизации в разупрочнение металлов и к уменьшению роли типа кристаллической решетки и энергии дефектов упаковки.

32.2. Влияние скорости нагрева на параметры фазовых превращений.

а) Фазовые превращения второго рода – не испытывают влияния; поэтому точку Кюри железа можно использовать для определения поправок в показания термопор, связанных со скоростью нагрева $>10^3 \text{ град.} \cdot \text{сек}^{-1}$.

б) Полиморфные превращения – влияние зависит от механизма превращения.

Мартенситные превращения: слабое влияние скорости нагрева на температуру начала мартенситного превращения.

Нормальные превращения: заметное повышение температуры начала превращения. Для $Fe \Delta T \approx 30^\circ$ при $\dot{T} = 10^4 \text{ град.} \cdot \text{сек}^{-1}$.

Обратные мартенситные превращения в метастабильных системах происходят при больших скоростях нагрева только в твердых растворах замещения в углеродистых сталях мартенсит распадается при всех доступных скоростях нагрева.

в) Эвтектоидное превращение – существенное влияние скорости нагрева ΔT зависит от коэффициентов диффузии и от исходной структуры (размеры фаз) после превращения диффузионная гомогенизация твердого раствора.

Образование метастабильного аустенита в стали с дефектной структурой при умеренно быстром нагреве закаленной или деформированной стали класс А.

г) Распад пересыщенных твердых растворов – зависит от типа распада: ... сильнее при образовании крупных выделений, сильно отличающихся от матрицы по составу. Необходимо, так же, учесть уменьшение ΔF с повышением температуры. Гомогенизация распавшихся сплавов.

д) Превращение закаленной стали при скоростном отпуске – Распад мартенсита (I) – возникновение пластинчатых карбидов (по

плоскостям двойникования {112} или по плоскостям {100}; образование низкотемпературного ...).

Превращение метастабильных карбидов (III) ε -карбида и низкоуглеродного цемента в дефектный цементит.

Распад остаточного аустенита (II) – наиболее сильно зависит от скорости нагрева так как с повышением температуры уменьшается термодинамическая движущая сила распада.

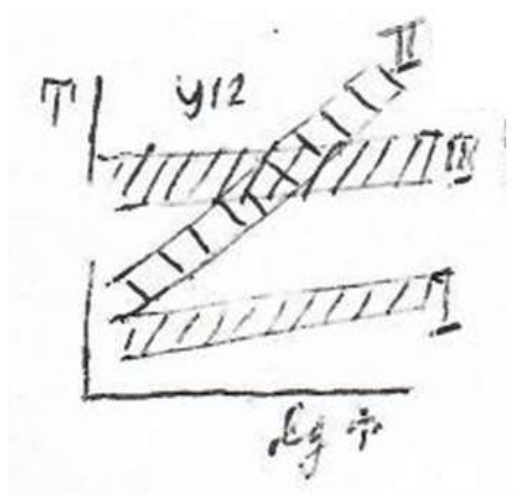


Рис.32.2.

32.3. Особенности термообработки токами высокой частоты (ТВЧ) и лазером (ОКП).

Нашла широкое применение в промышленности, преимущественно для повышения закалки.

а) Взаимодействие ТВЧ с металлами – проявление «скин-эффекта». Глубина проникновения переменного тока в цилиндрическую деталь $d_{\text{инд}} = 5300 \sqrt{\frac{\rho}{\mu}} f$, где ρ – удельное электросопротивление; f – частота тока; μ – магнитная проницаемость.

б) Применение внешнего магнитного поля для увеличения глубины «скин-слоя» – предложил Родигин Н.М. 1951 год: при подмагничивании

μ уменьшается $\rightarrow d_{\text{инд}}$ растет (для стали достаточно 4500 э), но несколько усложняется аппаратура.

в) Отличие в условиях закалки и отпуска ТВЧ – практически только закалка. При закалке образуется аустенит с более низким μ ; высокая температура способствует теплопередаче; поэтому глубина закалки стали ТВЧ достигает 3-4 мм. При отпуске высокое значение μ и низкая температура затрудняют прогрев закаленного слоя ($d_{\text{инд}} = 0,3 \div 0,5$ мм); трудный контроль температуры.

г) Взаимодействие излучения ОКГ с поверхностью металлов – при малых плотностях потока излучения наблюдается эмиссия электронов с поверхности металлов (термоэмиссия + фотоэффект). С ростом плотности потока излучения поверхность нагревается до температур достаточных для плавления и испарения металла. Глубина проплавленного слоя не превышает долей мм. Происходит быстрое остывание и закалка прогретого слоя.

Дефекты решетки возникают и в прилегающих к лунке областях металла за счет возникновения значительного температурного градиента ($10^5 \div 10^6$ град/см), вызывающего термопластическую деформацию. В зоне прямого термического воздействия происходят изменения зеренной и дислокационной структуры. Массоперенос ещё глубже.

д) Лазерная термообработка поверхности металлов – в импульсном режиме используется для обработки штампов, пресс-форм, режущего инструмента. Упрочнению подвергаются только их рабочие кромки. Не происходит термических деформаций инструмента, ...

32.4. Скоростная электротермическая обработка сплавов (СЭТО).

Новый прогрессивный способ упрочнения стали и сплавов больших сечений (...).

а) Технологические аспекты СЭТО – и аустенитезация, и отпуск производят электронагревом (контактным или индукционным); особенно пригоден способ для обработки проволоки (вместо патентирования) в непрерывном потоке, а также для тонкостенных трубчатых изделий и арматуры. В результате образуется сорбит отпуска с высокой плотностью дислокаций.

б) Механические свойства электротермообработанной стали – при удовлетворительной пластичности σ_B на $50 \div 70 \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$ выше предела прочности стали, отпущенной в печи. Имеется некоторая аналогия действия электроотпуска с легированием. Во втором случае, однако, более высокая теплоустойчивость структуры и свойств. Наилучшие результаты дает СЭТО применительно к специально подобранным легированным сталям.

в) Теплая деформация закаленной стали в процессе электроотпуска – пластическая деформация (10%) в процессе электроотпуска закаленной стали ускоряет все превращения (снижение температуры интервалов на $\sim 100^\circ$).

г) Комбинированное упрочнение стали при помощи электроотпуска и холодного волочения – замена СЭТО вместо патентирования позволяет автоматизировать и ускорить весь процесс изготовления проволоки, избавиться от вредных испарений свинца. Кроме того, СЭТО позволяет варьировать составы сталей для волочения и добиться лучшего сочетания прочности и пластичности на более толстых сечениях.

Лекция 33

Влияние быстрых охлаждений на структуру и свойства.

Позволяет получить широкий набор структурных состояний с различной степенью дефектности.

33.1. Конденсация металлов из газовой фазы и плазмы наиболее гибкий способ.

а) Влияние условий конденсации на структуру – плотность пара

$d_n = A \exp\left(-\frac{\lambda}{RT_k}\right)$. Выше T_k конденсат не образуется; при

$T_k > T > \theta_s = \frac{2T_f}{3}$ механизм «пар – жидкость – кристалл»; при

$\theta_s > T > \theta_a \approx \frac{T_f}{3}$ механизм «пар – кристалл»; при $T < \theta_a$ механизм «пар – аморфное состояние – кристалл»; при $T = 4,2K$ механизм «пар – аморфное состояние». Размерный эффект.



Рис.33.1.

Структуры конденсата: Б – белая; Ш – штриховая; НР – неупорядоченная рекристаллизация; ЭК – эпитаксиальный конденсат; Степень неравновесия уменьшается Б → Ш → НР → ЭР → ЭК. ЭР – эпитаксиальная рекристаллизация (может производить как ПЖК так и ПАК).

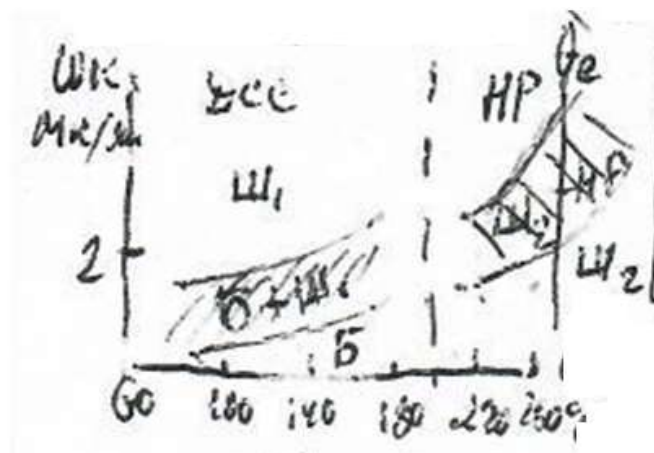


Рис.33.2.

б) Физические свойства аморфных пленок металлов.

Наибольший интерес представляют магнитные свойства аморфных *Fe*-пленок. При совместном осаждении металлов с $r_A > r_B$ на 10% – аморфные пленки сплавов при $T_n < 80K$. Так, например, для $Cu - Ag$ $2 \frac{(a_1 - a_2)}{(a_1 + a_2)} = 12\%$ аморфное от 35 до 65 ат.%, для $Cu - Mg \rightarrow \Delta r = 22\%$ аморфное состояние от 20 до 90 ат.%. При нагреве сперва кристаллизация метастабильного твердого раствора → распад с выделением равновесных фаз сверхпроводимость аморфных пленок – *Bi* полиморфный переход.

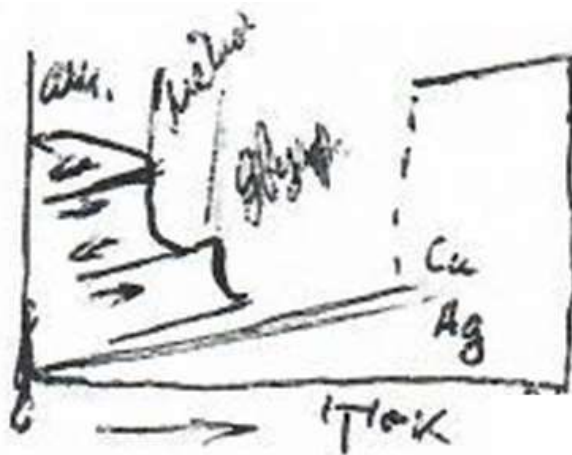


Рис.33.3.

в) Физические свойства псевдосплавов «металл – инертный газ»

Инертные газы одноатомны (как пары металлов). Образуют кристаллы с плотноцинкованной решеткой (не ГПУ; Ar ГЦК). Под высоким давлением переходят в металлическое состояние (He при 500 кбар). Псевдосплавы «металл – инертный газ» образуются при конденсации холодной плазмы тлеющего разряда или при имплантации инертных газов в металл.

Структура псевдосплавов – твердые растворы замещения, представляющие собой фактически комплексы « n -вакансий + m -атомов инертного газа». Галлий иногда образует твердые растворы внедрения (локальные концентрации). Возможно образование модификаций с измененной кристаллической решеткой ($Au-He$ тетрагонализация). При нагреве псевдосплавов происходит распад сильно пересыщенного твердого раствора с выделением микропузырьков по границам субзерен и на отдельных дислокациях. Атомы инертного газа первоначально образуют субмикроструктуры в металлической матрице, высокое давление в которой препятствует плавлению. Так микроструктуры Kr имеют $T_{пл} \approx 110$ К, а микроструктуры Kr в Ni матрице плавятся лишь в интервале 825-875К. Нагрев выше этих температур приводит к возникновению газовой фазы. При дальнейшем нагреве происходит распухание псевдосплавов (с проявлением сверхпластичности) приводящие к сильному

изменению электрических и тепловых свойств. Присутствие водорода в плазме приводит к образованию ионов ArH^+ и глубокому насыщению металла за счет комплексов « n -вакансий + m -атомов инертного газа + k -атомов водорода». Высокая коррозионная стойкость металлов, поверхность которых обработана в тлеющем.

33.2. Закалка жидких расплавов – моделирование кристаллизации шариками и пузырьками.

а) Влияние скорости охлаждения на структуру

При малых скоростях – кристаллизация, часто с ...вацией (зависит от диаграммы), при средних скоростях ($10^2 \hat{e}i / \tilde{n}$) – кристаллизация без ...; сплавы $Pd_{77,5}Cu_6Si_{16,5} \rightarrow$ аморфное состояние; при больших скоростях ($10^6 \hat{e}i / \tilde{n}$) – кристаллизация сильно пересыщенных твердых растворов; аморфные $Me + 20Si$ или P или B , при очень больших скоростях ($> 10^7 \hat{e}i / \tilde{n}$) – металлические стекла образуют даже чистые металлы, однако сохранить это состояние можно лишь при очень низких температурах.

б) Физические свойства сплавов с аморфной структурой (мет.стекла)

$Fe-Ni-Co$ стекла ферромагнетики с магнитным насыщением, приближающимся к величинам характерным для поликристаллических ферромагнетиков. Однако, их можно легко намагничивать и размагничивать. Магнитная проницаемость ..., а коэрцитивная сила $H_c < 7 \cdot 10^{-3} \text{Э}$.

Хромистые железные стекла – как подшипниковые вкладыши характеризуются исключительной стойкостью к коррозии в хлоридных и сульфатных средах. По стойкости к общей и питтинговой коррозии они существенно превосходят обычные нержавеющие стали.

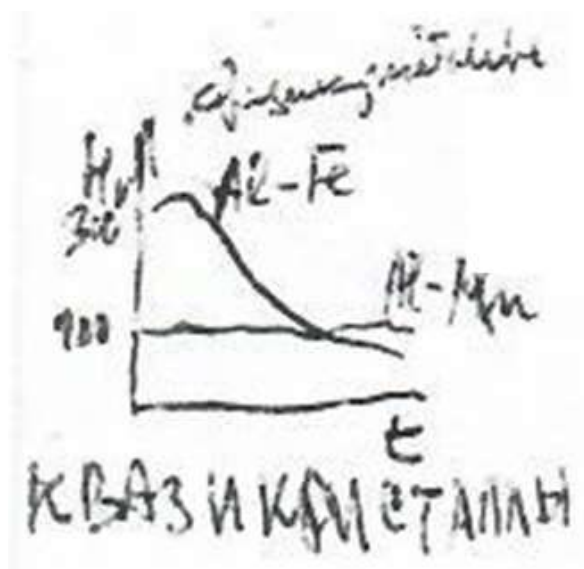


Рис.33.4.

в) Свойства кристаллических сильно пересыщенных литых сплавов – сильно пересыщенные литые сплавы обладают повышенной прочностью (твёрдостью $Al-Fe$, а иногда и довольно высокой термической стабильностью ($Al-Mn$)).

в) Образование метастабильных кристаллических фаз при быстром охлаждении – образуется $\beta-Ga, \gamma-Ca$ (с решеткой $GaII$ и $GaIII$ под давлением) при нагреве $\rightarrow \alpha Ga$.

33.3. Формирование вторичной структуры литых металлов.

а) Полигонизация литых металлов – при первичной кристаллизации металл содержит значительное количество дислокаций. В ходе охлаждения твердой фазы эти дислокации перестраиваются и образуют сетку вторичных границ с разориентацией $\sim 5-6^\circ$.

б) Рекристаллизация литых металлов – при значительном количестве дефектов решетки и большом переохлаждении происходит рекристаллизация исходного металла. ...

33.4. Закалка металлов от предплавильных температур
определены E_i .

а) Закалка чистых металлов – результат зависит существенно от скорости $\dot{T} = \frac{dT}{dt}$ при умеренных скоростях фиксируются термические вакансии. Вследствие высокой подвижности вакансий при высоких температурах они могут аннигилировать в процессе закалки на различных стоках, а также образовывать различные комплексы. Это затрудняет определение концентрации вакансий при температуре закалки. Увеличение скорости охлаждения уменьшает утечку вакансий; однако, резкая закалка приводит к возникновению термических напряжений и перемещению дислокаций, а, следовательно, к дополнительному изменению концентрации точечных дефектов, трудно поддающемуся учету. Ван Бюрен показал, что $-\frac{\partial T}{\partial t} = v_q < v_{кр.} = 5(1 - \nu) \frac{\delta \sigma_{кр}}{\alpha G R^2}$ и $R < R_{кр} = \sqrt{5(1 - \nu) \frac{\delta \sigma_{кр}}{\alpha G v_q}}$, здесь δ – коэффициент температуропроводности; ν – коэффициент Пуассона; α – коэффициент теплового расширения; G – модуль сдвига; $\sigma_{кр}$ – критическое скалывающее напряжение; $R_{кр}$ – критический радиус и $v_{кр.}$ – максимальная скорость закалки при которых не возникает пластической деформации в процессе охлаждения. Так при $R = 0,1$ мм $\rightarrow v_{кр} = 1,7 \cdot 10^4$ °/сек для *Cu* и $1,95 \cdot 10^4$ °/сек для *Mo*, а для $v_{кр} = 10^4$ °/сек $\rightarrow R_{кр} = 0,13$ мм для *Cu* и для $0,31$ мм для *Mo*. Но, помимо верхнего предела существует и нижний предел скорости закалки V_{min} , определяемая условием замораживания дефектов. Для *Cu* $V_{min} = 10^4$ °/сек и $1,10^4$ °/сек $< v_q < 1,7 \cdot 10^4$ °/сек, а для *Mo* $v_{кр} < v_{min}$. Поэтому приходится $v_q \approx v_{кр}$, а истинную концентрацию C_V^∞ получают экстраполяцией по формуле $\ln \frac{C_V}{C_\infty} = \frac{I}{\dot{T}}$, где $I = K \int \exp\left(\frac{E_V^m}{KT}\right) dT$ (см. Дамаск и Дине).

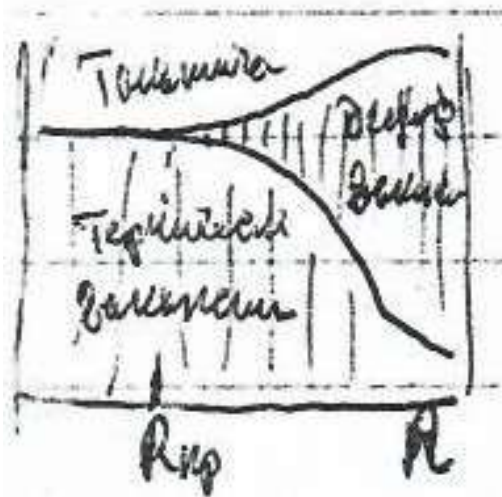


Рис.33.5.

б) Закалка упорядоченных сплавов – структура зависит от типа сплава (см. Л22) по классификации Брэга в 3-х случаях из 4-х скорость охлаждения не играет роль. Однако, в одном из случаев структура сплава зависит от скорости охлаждения при быстром охлаждении (закалке) фиксируется неупорядоченное состояние (скорость охлаждения должна быть больше в сплавах с ОЦК решеткой). При медленном охлаждении – упорядоченно.

в) Влияние примесных атомов на фиксацию дефектов при закалке – за счет взаимодействия вакансий с примесными атомами уменьшается их подвижность, и закалка оказывается осуществимой при меньших скоростях охлаждения.

г) Закалка концентрированных твердых растворов – основной путь создания пересыщенных твердых растворов в связи с уменьшением растворимости легированного элемента с понижением температуры. Критическая скорость охлаждения $\dot{T}_{кр}$ зависит от $D_{лег}$ элемента.

33.5. Разрушение и деформация металлов при тепловом ударе – для хрупких Fe .

$$\Delta T_m = \frac{\varepsilon}{\alpha \Delta T} = \frac{\sigma}{E \alpha \Delta T} \approx \frac{\sigma_B}{E \alpha \Delta T_S}$$
 в случае низкой теплопроводности. При более высокой теплопроводности λ необходимо ее учитывать:

$$\Delta T_{\max} = \frac{\lambda \sigma_B}{E\alpha} \cdot \frac{3,25(1-\nu)}{hL} - 17,8. \quad \text{Выражения } \frac{\lambda \sigma_B}{E\alpha} \text{ и } \frac{\sigma_B}{E\alpha} \text{ называются:}$$

параметры теплового удара (...). Эти критерии, разработанные для хрупких материалов, оказались недостаточными для металлов. Поведение последних определяется, в значительной мере, структурными факторами. Более термостойким оказывается материал в тех случаях, когда при тепловом ударе в нем протекают фазовые превращения (пример – углеродистая сталь) или процессы возврата и рекристаллизации. Первые исследования АЭ при разрушении материалов в результате теплового удара заключались в регистрации акустических сигналов, возникающих при резком охлаждении в воду раскаленных образцов. Для получения полезных сигналов необходимо отфильтровать шум пузырьков кипения. Новый этап – когда тепловой удар производится с помощью электрического разряда. Исследования на монокристаллах *Cu* и *W* показали, что для *Cu* сигналы АЭ лишь 0,2 сек и малой амплитуды (одновременно следы пластической деформации для ω – несколько сек, большие амплитуды и образование сетки трещин, нет разрушения в α -*Fe* и У8 (роль полиморфизма). Зато много трещин в *Fe-3Si*, *Fe+5Sn* (и АЭ).

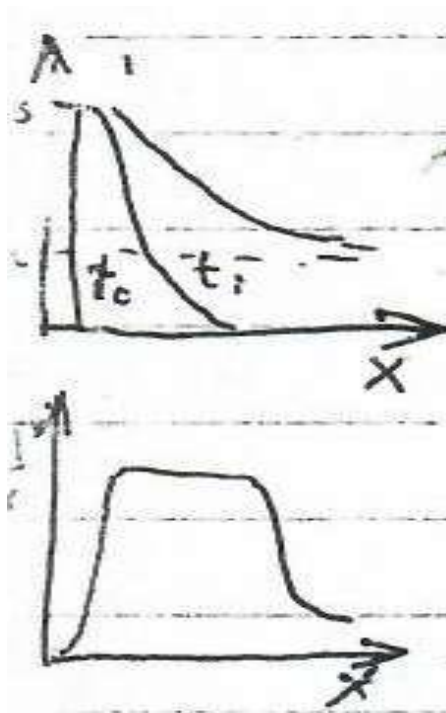


Рис.33.6.

Лекция 34

Структура и свойства металлов при низких температурах и глубоком вакууме.

Физика низких температур и ее прикладные аспекты; обнаружение макроскопических квантовых эффектов (сверхпроводимость, сверхтекучесть, туннелирование и другое).

34.1. Низкотемпературная ползучесть – в области гелиевых температур.

а) Отсутствие температурной зависимости ($\dot{\epsilon} = f(T)$) – в моно-*Cd* при T до $1,2\text{ K}$ по мере понижения температуры энергия активации ползучести снижается $E \rightarrow 0$ [$\dot{\epsilon} = A \exp(-E/RT)$], но еще быстрее уменьшается A и $\dot{\epsilon}$. Ниже 4 K $\dot{\epsilon}$ стабилизируется и уже не зависит от температуры и очень слабо от σ . Трудно предположить, что здесь играют роль процессы термической активации. Следует искать иной механизм.

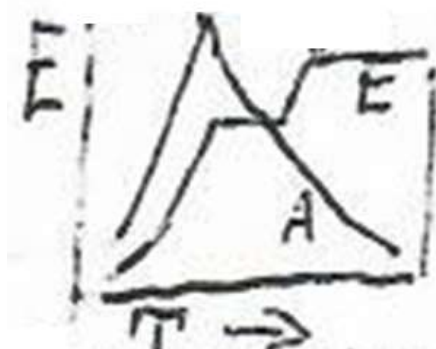


Рис.34.1.

б) Механизм туннельной ползучести – предположение о роли энергии нулевых колебаний атомов в преодолении барьеров при движении дислокации $\dot{\epsilon} \approx 2\pi h / \sqrt{2Ma}$, где h – сопр. планка; a – межатомное расстояние вдоль дислокации; M – масса дислокации на 1 межатомное расстояние. Туннельная диффузия водорода в кристаллах.

Возможна и туннельная диффузия гелия. Для более тяжелых элементов проблематично!

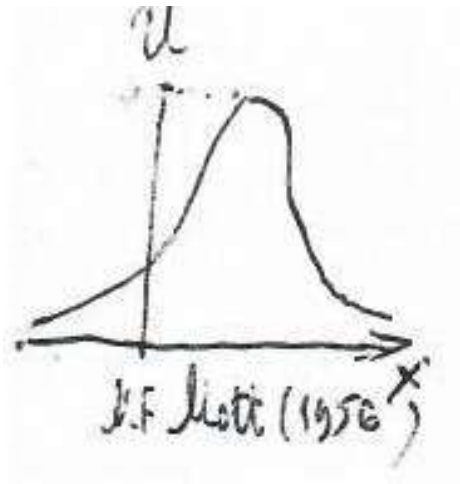


Рис.34.2.

34.2. Влияние перехода в сверхпроводящее состояние на подвижность дислокаций.

а) Влияние $N \rightarrow S$ перехода на скорость ползучести – переход осуществляют с помощью магнитного поля при температуре ниже T_k . В сверхпроводящем состоянии скачком возрастает скорость ползучести. Явление обратное и может быть воспроизведено многократно на Pb и его сплавах.

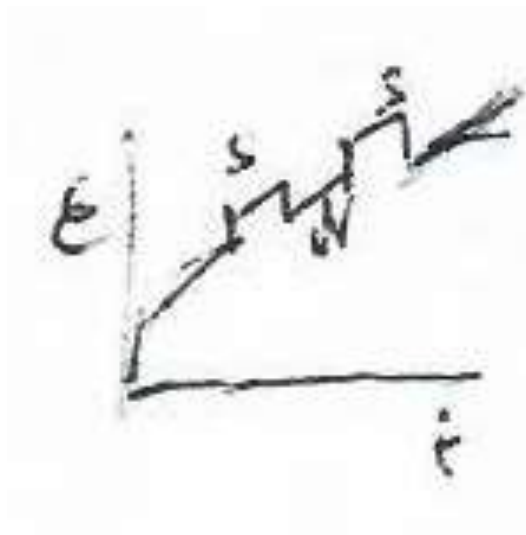


Рис.34.3.

б) Влияние $N \rightarrow S$ перехода на предел текучести – испытание серии образцов при одинаковой температуре показало, что σ_s ниже в сверхпроводящем состоянии.

в) Влияние $N \rightarrow S$ перехода на упрочнение.

г) Влияние $N \rightarrow S$ перехода на усталостную прочность – снижается также как возрастает износ материала при трении в результате разупрочнения.

д) Теория влияния $N \rightarrow S$ перехода на другие механические свойства – движение дислокации тормозится электронами в нормальном состоянии сила P . В сверхпроводящем состоянии взаимодействие со спаренными электронами слабое. Труднее объяснить влияние легирования.

34.3. Низкотемпературный полиморфизм – ниже -100°C .

а) Установленные проявления низкотемпературного полиморфизма

При -130°C изоморфное аллотропическое превращение I в $Ce - \alpha$ (ГЦК, $\Delta V = 16\%$).

При -195°C превращение ОЦК \rightarrow ГПУ *Li*.

При -238°C превращение ОЦК \rightarrow ГПУ *Na*.

б) Предполагаемый низкотемпературный полиморфизм у некоторых металлов – основываются на появлении метастабильных модификаций при быстром охлаждении расплавов и, особенно, при конденсации паров металлов на охлажденную подложку (*Ga*). Однако, часть этих модификаций возникает под давлением.

в) Особенности механизма и кинетики низкотемпературных превращений – низкотемпературные полиморфные превращения происходят исключительно по мартенситному механизму: основная трудность на стадии зарождения центров новой фазы. Предположение о проявлении квантовых эффектов.

г) Образование метастабильных модификаций при деформации в области Т-гелия – превращение ОЦК \rightarrow ГЦК в *Li*.

34.4. Свойства металлов в сверхглубоком вакууме – вакуумная металлургия. Новая область техники, направленная на получение чистых металлов и прецизионных сплавов. Развивалась первоначально для нужд атомной промышленности и космической техники.

а) Характеристики вакуума – с точки зрения влияния на свойства металлов.

Общий уровень – форвакуум ($10^{-1} \div 10^{-3}$ тор) – механические насосы; измерение – теплопотери.

Вакуум ($10^{-4} \div 5 \cdot 10^{-6}$ тор) – диффузионные насосы; азотные ловушки; измерение – эмиссия.

Глубокий вакуум ($10^{-7} \div 10^{-9}$ тор) – гетерные и изоразрядные насосы; измерение – инверсномагнитные.

Сверхглубокий вакуум ($10^{-9} \div 10^{-13}$ тор) – криогенные насосы; необходим для изучения поверхности.

Состав остаточных газов – применение масс-спектрометрической аппаратуры позволяет определить парциальное давление остаточных газов в вакууме. Сейчас выпускают серийную аппаратуру для этой цели (РОМС, омегатроны и др.).

Динамичность вакуума – зависит как от скорости откачки, так и от скорости натекания. Если последняя велика, химически активные вещества насыщаются примесями.

б) Гетерные вещества и их применение в вакуумной технике – геттеры (газопоглотители) вещества, которые вводятся в вакуумный прибор для связывания и поглощения остаточных газов и паров (или выделяющихся во время работы). Распыляющиеся ... поглощают газы в процессе распыления → металлический зеркальный налет (например, бати – $Ba + Al + Ti$).

в) Вакуумная плавка металлов – особое значение для химически активных металлов.

Индукционная плавка – наиболее распространенная для получения прецизионных сплавов.

Электронно-лучевая плавка – высокое КПД; применяется для плавки тугоплавких металлов.

Солнечные печи – наиболее чистые условия, так как источник нагрева вне вакуума.

г) Очистка и выращивание монокристаллов в вакууме.

Зонная очистка – при подходящем режиме дает монокристаллы (если нет полиморфизма).

Метод Чохральского – вытягивание из расплава на затравке.

Твердотельные методы – рекристаллизация после $\varepsilon_{кр}$ или аномальный рост зерен.

д) Вакуумный отжиг металлов и сплавов – нашел уже промышленное применение – отжиг холоднокатанной трансформаторной стали для получения ребровой текстуры.

Получение сверхпроводящего ниобия возможно лишь в условиях очень высокого вакуума.

е) Термовакuumная обработка металлов и сплавов – новый технологический прием.

Вакуумное рафинирование меди – понижение ρ_0 за счет диффузии O_2 и связывание Fe и других примесей в комплексы – внутреннее окисление спецматериалов.

Вакуумное рафинирование нержавеющей стали – снижение концентрации C за счет диффузии O_2 позволяет избежать термическую обработку после сварки.

Твердотельная дегазация хрома – понижение T_x за счет понижения содержания N_2 .

Обезводороживание алюминиевых сплавов перед сваркой – позволяет избежать пористость сварного шва.

ж) Поведение металлов в космическом вакууме – приобрело практическое значение.

Особенности космического вакуума – большая поглощающая способность; состав.

Схватывание деталей – за счет самоочистки поверхности; борьба со схватыванием.

Испарение с поверхности обшивки – велико для магниевых сплавов.

Повышение пластичности тугоплавких металлов – Mo, Nb сплавы.

Повышение коррозионной стойкости – Fe, Ti, Si на лунной поверхности. ...

Лекция 35

Пути достижения оптимального сочетания свойств за счет создания заданной структуры металлов.

35.1. Современные методы достижения высокопрочного состояния в сталях и сплавах.

Высокопрочные состояния принимаются условно $\sigma_B \geq 150 \frac{\text{кгс}}{\text{мм}^2}$ и пластичность (...). Для летающих аппаратов более важна удельная прочность (по Шапиро $\frac{\sigma_B}{D}$). Используют различные сочетания термической и механической обработок.

а) Патентирование (patenting) – применяется с 70-х годов XIX века (Англия). После аустенитизации сталь (0,45 ÷ 0,85% C) пропускают через ванну Pb изотермического распада $\xrightarrow{450 \div 550^\circ \text{C}}$ тонкопластинчатый сорбит. Затем волочение. При общей деформации 99% и частичных деформациях 12-15% $\rightarrow 500 \frac{\text{кгс}}{\text{мм}^2}$ (при диаметре ...). Для этого необходима сталь повышенной чистоты (вакуумного переплава) и алмазные фильеры (75% Pb).

Конструкционные стали (углеродистые и легированные $\leq 0,6\% \text{ C}$).

Качественная – содержание P и S $< 0,035\%$ выплавляют в мартенах и конверторах.

Высококачественная (ст. А) – содержание P и S $< 0,025\%$ выплавляют в дуговых электрических печах.

Особовысококачественная (ст. Ш) – содержание P $< 0,025\%$ и S $< 0,015\%$ дополнительный электрошлаковый переплав.

Инструментальные стали ($> 0,8\% \text{ C}$).

Качественная высокоуглеродистая сталь должна содержать мало Mn и Si .

б) Композиционные материалы – псевдосплавы – $Cu-W$; $Ag-W$; $Cu-Nb$, стали-алюминиевые композиционные материалы – недостаток деградируют при нагреве (за счет диффузионного взаимодействия).

в) Природные композиционные материалы – полученные направленной кристаллизацией из расплавов с составом близким к эвтектическому. В результате тонкие нити прочного карбида или интерметаллида оказываются равномерно распределены внутри пластичной металлической матрицы. Такие материалы могут работать при относительно высоких температурах, когда обычные композиционные материалы деградируют за счет диффузионных процессов.

г) Термомеханическая обработка (ТМО) – термическая обработка, совмещенная с деформацией.

Вариант НТМО легированных сталей → аустенитизация → охлаждение до Деформация → закалка → отпуск: $\sigma_B = 280 \frac{\text{кгс}}{\text{мм}^2}$; $\sigma_{0,2} = 230 \frac{\text{кгс}}{\text{мм}^2}$; $\delta = 7\%$; $\psi = 30\%$; $a_H = 4 \frac{\text{кгс}}{\text{мм}^2}$.



Рис.35.1.

Вариант ВТМО легированных сталей → аустенитизация → деформация → закалка → низкий отпуск. $\sigma_B = 240 \frac{\text{кгс}}{\text{мм}^2}$; $\sigma_{0,2} = 200 \frac{\text{кгс}}{\text{мм}^2}$; $\delta = 9\%$; $\psi = 30\%$; $a_H = 5 \frac{\text{кгс} \cdot \text{м}}{\text{см}^2}$.

д) Механико-термическая обработка (МТО) – деформация, совмещенная с термической обработкой. Субструктурное упрочнение металлов за счет упорядоченного распределения дислокаций.

Отпуск с нагрузкой – приводит к более эффективному заживлению потенциальных очагов разрушения, возникающих в ходе упрочняющей обработки (здесь закалки).

Программированное нагружение – сводится к согласованию скорости нагружения со скоростью заживления потенциальных очагов разрушения при отпуске.

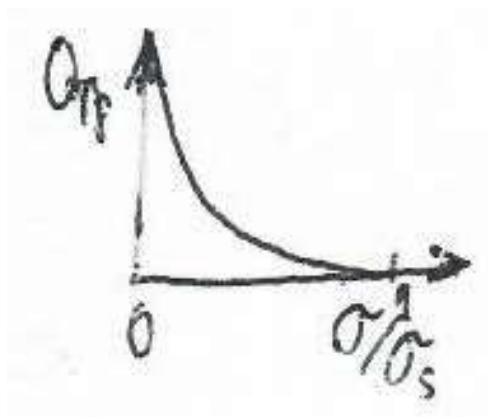


Рис.35.2.

35.2. Устойчивость высокопрочного состояния в условиях эксплуатации.

а) При повышенных температурах – преимущество ТО перед деформационным упрочнением.

Преимущества безуглеродистых (малоуглеродистых) сплавов – maraging (мартенситно стареющие).

Мартенситно стареющие стали дорогие, так как содержат Co и другие легирующие элементы.

б) При циклических нагрузках – лучше после ВТМО, чем после НТМО. Поэтому последнюю применяют, в основном, для деталей недолгой службы.

в) В агрессивных средах – (инверсия масштабного фактора); роль ХТО (МХ5). Коррозионная усталость – увеличивается влияние частоты нагружения.

35.3. Конструкционная прочность – прочность материала конструкции с учетом конструкционных, металлургических, технологических и эксплуатационных факторов. Характеризует основные качества, определяющие надежность, долговечность и экономическую эффективность конструкции.

а) Факторы влияющие на σ_K – конструкционные (толщина стенок, резкость переходов), металлургические (сталь прокатанная и литая; высокопрочный чугун); технологические (состояние поверхности, направление обработки и другое); эксплуатационные (выбор режимов).

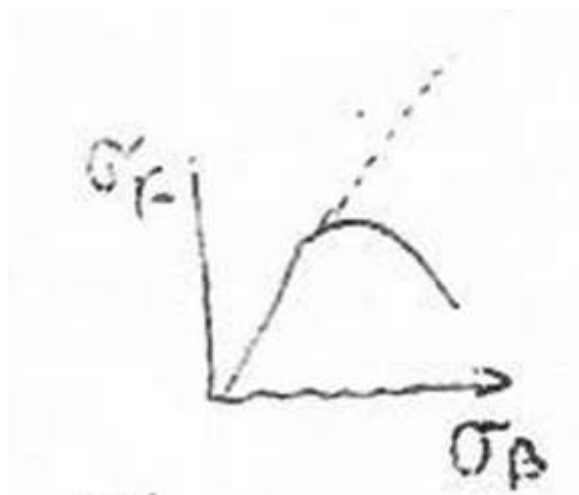


Рис.35.3.

б) Определение σ_K – наиболее достоверный (но и дорогостоящий), натурные испытания. Обычно $\sigma_K < \sigma_B$ (масштабный фактор, макродефекты, сложные направления состояния). Оценки путем сочетания определений: прочности, вязкости разрушения и усталости.

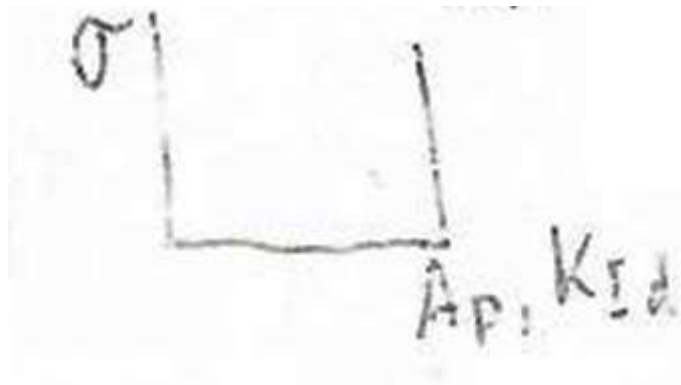


Рис.35.4.

35.4. Роль структуры в создании металлических материалов с особыми физическими свойствами.

Особые физические свойства являются результатом прежде всего подбора состава сплавов, но в полном объеме они формируются с помощью заданной структуры.

а) Материалы с особыми магнитными свойствами – это в первую очередь ферромагнетики (Fe , Co , Ni) и сплавы на их основе, а так же так называемые сплавы Хойслера $Cu - Mn - Al$, компоненты которых в отдельности не ферромагнетики).

Текстурирование магнито-мягких материалов – наиболее распространенные материалы: трансформаторная сталь Э45 (0,06% C ; 2,8÷3,8% Si) после холодной прокатки и вторичной рекристаллизации имеет ребровую текстуру (роль MnS) (110)[001]; и магнитная проницаемость вдоль направления прокатки (40000÷70000 гс/э) в 6 раз больше; потери в 2 раза меньше (при правильной кройке сердечника трансформатора). Эффект усиливается при термомагнитной обработке (более прямоугольная петля гистерезиса).

Пермаллой ($Fe - 66Ni$) $\mu_{max} = 250000$ гс/э; ещё выше у Супермаллой ($Fe - 79Ni - 5Mo$) $\mu_{max} = 1000000$ гс/э.

Термомагнитная обработка магнито-жестких материалов – термообработка ферромагнетиков при температуре ниже точки Кюри в магнитном поле (рост индукции).

Альни ($Fe - 20 \div 34Ni + 11 \div 18Al + 4Cu$) $B_1 = 5000$ гс; Альнико (+18Co) $B_1 = 7500$ гс; Магнико ($Fe + 13,5Ni + 9Al + 3Cu + 24Co$) $B_1 = 12300$ гс; $SmCo_5$.

б) Металлы и сплавы с особыми электрическими свойствами – пример сложной обработки получения штапельной структуры ω -нитей для электроламп.

Термическая обработка сплавов высокого сопротивления (реостатные сплавы) высоколегированные твердые растворы: нихром (X15H60 и X20H80) ≈ 1 Ом·мм²/м; фехраль (X13Ю4 и X27Ю5) $\approx 1,3$ Ом·мм²/м; изабеллин ($Cu - 13Mn - 3Al$) $\approx 0,5$ Ом·мм²/м стабилизирующий структуру отжиг при температурах выше эксплуатационных.

Термическая обработка проводниковых материалов – в основном чистые металлы: серебро $\approx 0,0156$ Ом·мм²/м; медь ММ $\approx 0,0175$ Ом·мм²/м; алюминий АМ $\approx 0,0290$ Ом·мм²/м. Отжиг приводит к некоторому возрастанию проводимости, но одновременно снижению прочности.

Альдрей ($Al + 0,6Si + 0,4Mg$) после термической обработки $\rho \approx 0,0317$ Ом·мм²/м на 10% больше, чем Al , по прочности приближается к твердо-тянутой меди. В последнее время чаще применяют биметаллические стале-алюминиевые провода (прочные!).

Гиперпроводники и их термическая обработка – металлы высокой чистоты Cu 99,99% $R_{300}/R_{4K} \approx 1000$; Al 99,99% $R_{300}/R_{4K} \approx 2500$. Экономичнее системы, работающие на жидком водороде или еще лучше на жидком неоне. Термическая обработка заключается в тщательном высоком отжиге. Для меди полезен отжиг в окислительном вакууме (выход Fe из твердого раствора).

Провода из *Be* высокой чистоты обладают гиперпроводимостью даже при температуре кипения жидкого азота. Причина высокой температуры работы для гиперпроводников из *Be* кроется в высокой дебаевской температуре этого металла в сочетании с малым атомным весом.

Сверхпроводники и их термическая обработка – практический интерес представляют жесткие сверхпроводники (сплавы *Nb–Ti*, композиции *Nb₃Sb H_k* □ ...

Задача термической обработки заключается в создании субструктуры (закрепление вихрей).

в) Металлические сплавы с особыми тепловыми свойствами – с особой зависимостью физических свойств от температуры.

Термическая обработка инваров – инвар (*Fe + 36Ni*) $\alpha = 1,2 \cdot 10^{-6}$; суперинвар (*32Ni + 5Co*) $\alpha = 0,5 \cdot 10^{-6}$; ковар (*29Ni + 17Co*) $\alpha = 4,5 \cdot 10^{-6}$; хромовые инварные сплавы – немагнитны.

Термическая обработка элинваров – элинвар (*55 ÷ 51Fe + 35 ÷ 37Ni + 10 ÷ 12Cr*)

Термическая обработка константанов – константан (*58,5Cu – 40Ni – 1,5Mn*) $\alpha_p = 1$; манганин (*86Cu + 2Ni – 12Mn*) $\alpha_p = 10$; серебряный манганин (*80Ag – 17Mn – 3Sn*) $\alpha_p = 0$ применяют в состаренном состоянии.

Термомагнитные материалы – с резкой температурной зависимостью ...

1

К О Н С П Е К Т

Л Е К Ц И Й

П О

СТРУКТУРЕ И СВОЙСТВАМ

МЕТАЛЛОВ

ДЛЯ

СТУДЕНТОВ ИНЖЕНЕРНО-ФИЗИЧЕСКОГО

ФАКУЛЬТЕТА . СПЕЦ. ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ

ВВЕДЕНИЕ

Специальность „Структура и свойства металлов“ по кругу рассматриваемых вопросов и принципу их решения примыкает к профилю подготовки (для специальности очное) курсу „Физика металлов“. Предлагаемая ~~структура~~ ^{программа} ~~структура~~ ^{структура} физические основы прочности и пластичности металлов, радиационная физика твердого тела и некоторые ^{разделы} ~~части~~ физики в ~~своих~~ ^{этих} ~~данных~~ ^{таких} процессах, протекающих в экстремальных условиях (высокие давления и глубокое вакуум, высокие и сверхнизкие температуры, быстрые нагревы и охлаждения и др.). Основная идея спецкурса заключается в определении связи комплекса физико-механических свойств материала с его структурой.

В методологическом плане спецкурс построен на широком применении теории дислокаций и других современных модельных представлений для описания механизмов физических процессов, обуславливающих формирование совокупности структурно-физико-механических свойств металлов. Широко привлекаются феноменологические представления, известные студентам из предшествующих лекций по общей физике, физике металлов и теории твердого тела, которые в данном спецкурсе уточняются применительно к его задачам.

Лабораторные работы посвящены определению некоторых наиболее характерных структурно-физико-механических свойств металлов. Подбор определенных свойств произведен таким образом, чтобы охватить основные разделы спецкурса и дать представление о различных подходах при определении свойств в заводских и исследовательских лабораториях. Основное внимание уделено измерению механических, электрических и магнитных свойств, как наиболее структурно-физико-механических. Предполагается проработка метрологических аспектов определения структурно-физико-механических свойств на каждом лабораторном занятии, включая ознакомление с соответствующими государственными стандартами (ГОСТ), регламентирующими условия измерения этих свойств, а также с методическими инструкциями по поверке измерительных приборов.

1.1 - Структурно-чувствительные свойства

Свойства металлов принято делить на структурно-чувствительные и структурно-нечувствительные. Эта классификация введена в 30-е годы XX в. Смыслом является, как и всякая классификация, условный т.к. с повышением точности измерений было установлено, что свойства, которые считались структурно-нечувствительными, в действительности хотя и слабо но все же изменяются при возникновении несовершенств в регулярной структуре металлов.

1. Первичная и вторичная структура кристаллов

Под первичной кристаллической структурой подразумевают регулярную кристаллографическую структуру металла.

Для большей части металлов характерны плотнейшие упаковки ГП и ГЦК решетки. Часть металлов обладает ОЦК решеткой и лишь небольшая часть решетками с более низкой симметрией.

Под вторичной кристаллической структурой подразумевают совокупность несовершенств в регулярной структуре металлов. Указанные несовершенства учитываются в различной степени в теории твердого тела:

а) Идеальный кристалл - модель рассматриваемая во многих задачах теории твердого тела. Соответствует бездефектной кристаллической решетки при абсолютном нуле температуры. Размеры кристалла при этом могут быть бесконечными или полубесконечными (модель Коссаля и Странского полубесконечного кристалла).

б) Совершенный кристалл - модель, учитывающая дислокационные несовершенства кристаллической решетки и образование равновесной концентрации точечных дефектов при температурах отличных от температуры абсолютного нуля. Учитывается также наличие поверхности, соответствующей равновесной форме кристаллов.

в) Несовершенный кристалл - модель, учитывающая образование и взаимодействие некоторых видов неравновесных дефектов, свойственных реальным кристаллам. Степень неравновесности последних может изменяться в очень широких пределах. В качестве предельного в этом отношении состояния рассматривается аморфная структура.

11 - (продолжение)

2. Аморфные состояния сплавов - Реализовано сравнительно недавно структура характеризующуюся отсутствием дальнего порядка в расположении ^{атомов} при сохранении ближнего порядка. Обладают некоторыми свойствами жидких тел, но, в основном, их свойства ближе к свойствам твердых кристаллических тел с высокой степенью несовершенства структуры.

Металлические стекла представляют собой новый класс технических материалов с удивительными механическими, электрическими, магнитными и химическими свойствами. Эти свойства могут быть реализованы не только в лабораторных условиях, т.к. дешевые сплавы на основе никеля (напр. Fe-B) могут быть превращены в аморфную проволоку или ленты со скоростью более 30 м/сек. Особый интерес представляет изотопность св-

Кристаллические
металлы

6. Классификация дефектов металлов - нарушение регулярной кристаллической структуры металлов. Возникают при изготовлении и эксплуатации металлических изделий. Существенно влияют на свойства их.

Классификация дефектов металлов производится по различным признакам

а) морфологическая - наружные, внутренние, в соприкосновениях.

б) генетическая - механические, термические, диффузионные, коррозионные, адсорбционные, радиационные, эрозивные, кавитационные, литейные, сварочные и др.

в) структурная - трещины, поры, неметаллические включения, разнородные

г) физическая - исходящий из атомного строения самих дефектов. В зависимости от масштаба дефектов и их характера их можно подразделить на субмикро-, микро- и макродефекты (см. табл.)

Субмикродефекты - нарушение регулярной кристаллической структуры в атомном масштабе. Различают точечные, линейные, поверхностные и объемные дефекты.

Микродефекты - нарушение, обнаруживаемые с помощью оптического микроскопа, но химическими методами невооружен. К ним относятся в основном включения, микрогидриды, микропузырьки газов, дисперсные включения, образующиеся в результате роста субмикродефектов.

Макродефекты - в ряде случаев являются дальнейшим развитием микродефектов: неметаллические включения, трещины, поры, газовые пузыри, рыхлости и раковины при заливке, флокены, свищи

В. Классификация свойств металлов по степени их структурной чувствительности. Свойства металлов можно классифицировать по различным признакам: механические (твердость, прочность, пластичность, упругость, вязкость); тепловые (теплоемкость, теплопроводность, объем, КТР, температуропроводность, температурное расширение [физическое]); электромагнитные и магнитные (электропроводность, термоЭДС, коэффициент магнетосопротивления, магнитное насыщение, остаточная намагниченность, коэрцитивная сила, магнитная проницаемость, скин-эффект); оптические (отражение, поглощение, преломление, дифракция).

Свойства, слабо зависящие от структуры (структурно-нечувствительные): упругие константы, характер проводимости, пара- и диамагнитизм неферромагнитных тел, а также магнитное насыщение ферромагнитных материалов слабо зависят от небольших изменений совершенства кристаллической решетки. Эти свойства определяются, главным образом, свойствами атомов в твердом теле и взаимодействием их с полем, создаваемым положительными ионами, находящимися в непосредственной близости. Структурно-чувствительные свойства (структурно-чувствительные свойства твердых кристаллических тел, в первую очередь - металлов, существенно зависят от значительных отклонений в упорядоченном расположении атомов в кристаллической решетке.

Значительные изменения в плотности и распределении дефектов кристаллического строения вызывают в ряде случаев весьма большое изменение, прежде всего механических свойств (напр. предела текучести), некоторых магнитных свойств (коэрцитивной силы, магнитной проницаемости и остаточной намагниченности).

Другие свойства проявляют чувствительность к небольшим изменениям структуры лишь в определенных условиях. Так, например, электропроводность и теплопроводность металлов, при комнатной температуре слабо зависят от плотности дефектов кристаллического строения. Однако, при температуре кипения жидкого азота остаточное электросопротивление и теплопроводность зависят с т.с.в.

Интересно, также, свойства структурно-чувствительности которых обусловлена кристаллографической анизотропией физических свойств. В металлах с кубической решеткой анизотропия упругих констант и величина магнитного поля, при котором достигается насыщение в ферромагнетиках. В металлах с гексагональной или тетрагональной решеткой анизотропия, также, электропроводности.

- ① Выделение свойств, необходимых для проектирования изделий, и оценка степени их структурной чувствительности в аспекте стан проектировщика. Экономическая целесообразность изучения свойств металлов оговора. Для ее реализации необходимо знать закономерности связывания вторичную структуру со структурно-чувствительными свойствами

а) Структура, способствующая ее сохранению

4. Классификация свойств металлов

М - (информация)

11 - (продолжение)

и теплопроводность. Кроме того, изменение преимущественной ориентации (текстуры) кристаллитов поликристаллического металла при его пластической деформации или рекристаллизацией приводит к существенным изменениям физико-механических свойств вдоль некоторых направлений металлических изделий.

5. Современные методы исследования структуры и свойств

Методы обнаружения дефектов металлов зависят прежде всего от их природы.

- а) Субмикродефекты изучают развитыми физическими методами анализа. При малой плотности субмикродефектов их изучают преимущественно дифракционными методами (рентгенография, электроннография, трансмиссионная электронная микроскопия, нейтроннография и протоннография). При большой плотности субмикродефектов применяют также термодинамические методы (калориметрия, dilatометрия, вальмометрия). Полезно по трудности расшифровки информации давать химические методы (теплопроводность, электропроводность, термо ЭДС, гальваномагнитные явления), а также акустические методы (дефекты излуча, внутреннее трение, акустическая эмиссия). Широкое распространение получили механические испытания (твёрдость, прочность, пластичность, вязкость).
- б) Микродефекты определяют преимущественно с помощью оптических методов (качественная металлография, измерение).
- в) Макродефекты и наиболее крупные микродефекты обнаруживают методами дефектоскопии (визуальные, капиллярные, магнитные, магнитные, акустические, электрические, рентгеновские и Гамма-дефектоскопия и др.)

1.2 - Влияние точечных дефектов на свойства металлов

Точечные дефекты (малые в трех измерениях) - это несовершенства кристаллического строения, имеющие размеры порядка атомов.

1. Классификация точечных дефектов - структурные и примесные

а) вакансии - незанятые узлы кристаллической решетки. Образуется сначала в чистых кристаллах (Фенцеры и др.), затем в полупроводниках, металлах. В последних имеют более простое строение и вызывают лишь незначительное возмущение системы электронов. Присутствуют в кристаллах в условиях термодинамического равновесия. Играют важную роль в процессах, связанных с диффузией. Символ вакансии - V .

б) междоузельные атомы - это атомы, расположенные вне узла решетки. Могут существовать в различных конфигурациях: объемноцентрированной (в ОЦК металлах) простейшая; расщепленная конфигурация (в ГЦК и ОЦК металлах) - "партикла" по Зелеру; Краудинг (Crowdion) по Нейму в тяжелых ОЦК металлах. Вдоль ПЗ ряда $\langle 111 \rangle$. В равновесном состоянии их концентрация пренебрежимо мала.

в) пары Френкеля - образуются при переходе атома из узла кристаллической решетки в междоузелье. Различают ближние пары Френкеля - при облучении электронами с энергией близкой к пороговой. Рекомбинация не требует преодоления энерг. барьер. Далние пары Френкеля - вероятность прямой рекомбинации мала. Возникают при облучении частицами с высокой энергией. Символ п.ф. - i, V .

д) примесные точечные дефекты - всегда присутствуют в реальных кристаллах. В зависимости от расположения в решетке различают:

примесные атомы замещения - возможно наличие ближнего и дальнего

примесные атомы внедрения - играют важную роль в ОЦК металлах

вакансии в твердых растворах вычитания - концентрация слабо зави-

сит от температуры и определяется составом твердого раствора.

2. Изменение энергии и объема кристалла при образовании точеч. дефек

Оценивается теоретически и определяется экспериментально

а) Теоретические оценки - Вейтс, Лантингтон, Брукс, Фрум, Зелер и др. (1942 - 1956 гг.) применяя квантовую механику и др. методы оценили энергию образования точечных дефектов с помощью соотношения

$$E_f = E_s - W, \quad (1)$$

где W - энергия релаксации (за счет перераспределения атомов и электронов

1.2 (продолжение)

вокру дефекта). Оценивается аналитически для Si по формуле для энергии связи на атоме [энергия необходима для удаления атома изнутри кристалла на его поверхность или наоборот (1)]. Аналитические оценки для Si дают $E_f^v = 1,2 \div 0,9 \text{ эВ}$ и $E_f^i = 3 \div 6 \text{ эВ}$

Искажения решетки при образовании дефектов простираются только до поверхности кристалла и приводят к изменению удельного объема и плотности решетки. Для Si теоретические оценки дают $\frac{\Delta V_f^v}{V_A} = -0,29 \div 0,57$; $\frac{\Delta V_f^i}{V_A} = +1,4 \div 2,5$. Равновесная концентрация дефектов c_e зависит, таким образом, от энергии образования S_f , которая зависит от изменения частоты колебаний решетки

$$c_e = \frac{n}{w} = \exp(-S_f/k) \exp(-E_f/kT) \quad (2)$$

Статистическая механика позволяет приблизительно оценить для Si (Хантингтон) $S_f^v \approx 14,7 \text{ к}$ и $S_f^i \approx 0,8 \text{ к}$ без учета изменения собственной энергии. Следовательно для Si приближенная теоретическая оценка дает $c_e^v \approx 10^{-4}$ и $c_e^i \approx 10^{-6}$

б) экспериментальные определения E_f , ΔV_f и c_e . Результаты 2 типа



эксперименты, приведенные в равновесных условиях - одновременно определяют изменение постоянной решетки Δa и линейные искажения ΔV образца

$$c_e = \frac{n}{w} = +3 \left(\frac{\Delta V}{V} - \frac{\Delta a}{a} \right) \quad (3)$$

Симонс и Фаллурфи для Si: $E_f^v = 1,17 \pm 0,11$ и $S_f^v = 1,5 \text{ к}$; Ларинков и Чусов Ni-Fe можно также измерять $c_p(T)$ и $p(T)$ в области $T \rightarrow T_m$ (однако, необходимо учесть неадекватность экстраполяции решеточной части $c_p(T)$ и $p(T)$)

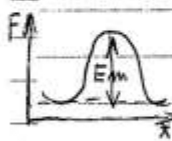
анализируя
результаты

эксперименты с неравновесными концентрациями дефектов - наиболее revealing результаты, а также деформация и облучение

$$\alpha = \frac{\Delta V_f^v}{V_A} = \frac{\Delta V}{V_A} \frac{E_f^v}{E_f^i} \quad (4)$$

где N_A - число Авогадро, $\Delta V/V$ и $\Delta V/V_A$ - изменение объема и теплоемкость при отпуске избыточных вакансий. Ларинков для Si $\frac{\Delta V_f^v}{V_A} \approx 0,6$ (0,7 для Fe и Ni).

3. Энергия активации и активационный объем миграции дефектов



Рассматриваются обычно в рамках теории абсолютных скоростей реакции E_m - представляет собой разницу в потенциальной энергии между равновесной конфигурацией и конфигурацией, соответствующей седловому состоянию.

Теоретические оценки Зейница и Хантингтона для Si $E_m^v \approx 1,2 \text{ эВ}$, $E_m^i \approx 1,5 \text{ эВ}$.
 $\Delta V_m = -RT \left(\frac{\partial \ln c}{\partial p} \right)_T \approx \frac{RT}{p_2 - p_1} \ln \frac{c_2}{c_1}$; $\frac{\Delta V_m^v}{V_A} \geq 0,5$ $\frac{\Delta V_m^i}{V_A} \leq 0,3$

4. Влияние точечных дефектов на свойства металлов - величина n

теплоемкости H и объема V , однако заметные изменения концентрируются в области температур отжига точечных дефектов. Сильные влияния на $\frac{dH}{dT}$ и $\frac{dV}{dT}$ низкотемпературную теплопроводность и электропроводность

13 (продолжение)

3. Энергия деформации от дислокации - может быть получена в рамках простой модели упругого сплошного тела с изоморфными дислокациями. Основу энергии деформации и можно найти интегрируя по всему объему кристалла плотность произведенной напряженности на деформацию в каждой точке кристалла. Проще, однако, рассчитать и как работу приложенных напряжений, необходимую для создания дислокаций в кристалле: по Коттреллу $U_{кр} \approx \frac{G b^2}{4\pi(1-\nu)} \ln \frac{r_1}{r_0}$ и $U_d \approx \frac{G b^2}{4\pi} \ln \frac{r_1}{r_0}$,

где G - модуль сдвига; ν - коэффициент Пуассона; r_0 - радиус ядра дислокации; r_1 - радиус кристалла, содержащего дислокацию.

4. Энергия ядра дислокации - "плохой материал", т.к. деформации в ядре дислокации прилегающей области упругой деформации (по Брай, исходя из того что $U_{ядро}$ не может превышать $\Delta H_{пл} \rightarrow \text{для Cu} = 19.5$ кДж/моль, рассчитав энергию электростатического взаимодействия для Cu-Fe). Оценочно $U_{ядро} \approx 0.1$ Дж/м².

5. Изменение объема кристалла при образовании дислокаций. Линейная теория упругости - недеформативна ($\Delta V_{линей} = 0$), ядро ядра $\Delta V_{ядро}$ (С. Зенер (1942) - пытаясь объяснить аномально высокие значения ΔV за счет внутренних напряжений (в классическом механике $\Delta V = 0$ для упругих деформаций). А. Фредериккс (1945) - создал микроскопическую теорию объемных изменений при создании винтовой дислокации $\Delta V_{в} = 0.75$ т.е. $\Delta V_{в} = 1.5$ т.е. Коттрелл - показал, что изменение объема кристалла связано с деформацией с ядром дислокации как и энергии $\Delta V = M_{II,III} \cdot b^2 \ln \frac{r_1}{r_0}$, где $M_{II,III}$ - набор модулей упругости кристалла второго и третьего порядка. Р. Коттрелл и М. Фредериккс рассчитали для Cu оценку $\Delta V_{ядро} = 0.1 \pm 0.05$ Дж/м².

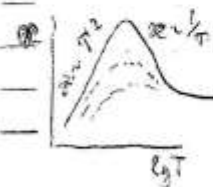
6. Изменение других физико-химических свойств (при $\Delta H \approx \Delta V$)

а) остаточное электросопротивление (ρ_0)

по теоретическим расчетам для Cu $\approx 0.3 \cdot 10^{-14}$ мкОм·см для винтовой дислокации и $0.4 \cdot 10^{-14}$ и $1.3 \cdot 10^{-14}$ мкОм·см для краевых дислокаций в перовитовых, гексагональных и кубических дислокациях.

б) низкотемпературная теплопроводность: $\kappa_{теп} = \kappa_e + \kappa_{ф}$ и $\frac{1}{\kappa_e} = \frac{\rho_0}{\rho_T} + B T^2$. Часть теплопроводности ρ_0, ρ_T обусловлена рассеянием на дефектах и примесях; часть $B T^2$ обусловлена рассеянием на фононах $B = 2.55 \cdot 10^{-5}$ см/град·Вт.

в) ядерный магнитный резонанс (ЯМР): в наклепанных Cu (отмечено) резонансные пики на 50-60% меньше, чем в исходном состоянии. Объемы ядра 10^{11} см³ дислокаций в наклепанных и 10^{10} см³ в исходном состоянии. Удельные свойства деформированных и наклепанных металлов. Коэффициент сдвига H_0 . Выводы предположили $H_0 = \frac{1}{2} \frac{G}{L} \frac{1}{R} \frac{V}{V_0} \ln \left(\frac{r_1}{r_0} \right)$.



14 - Взаимодействие точечных и линейных дефектов в металлах

Свойства металлов определяются не только структурными дефектами кристаллической структуры, но и наличием точечных дефектов, а структурные дефекты - дислокациями, границами зерен, границами фаз.

1. Взаимодействие точечных дефектов между собой:

а) образование комплексов (кластеров) вакансий: первый тип комплексов

из вакансий и междоузельных атомов V и Me (пары Френкеля). Сейчас рассмотрим взаимодействие отрицательных точечных дефектов. Идеальный пример дивакансий - пара вакансий с энергией образования $E_{FV}^{2V} = 2E_F^V + B^V$, где B^V - энергия взаимодействия; если $B^V > 0$, то $E_{FV}^{2V} < 2E_F^V$ и спонтанное образование дивакансий возможно. Экспериментальные исследования показали, что $B^V \sim 0,13B$, т.е. дивакансии образуются не так легко, как предполагалось, особенно при очень высоких температурах. Подвижность дивакансий больше, чем отдельных вакансий, т.е. $E_m^{2V} < E_m^V$. Поэтому их роль в процессах массопереноса при не высоких температурах незначительна.

Пара междоузельных атомов может существовать в различных конфигурациях. Однако, во всех случаях, $E_{FV}^{2V} < 2E_F^V$ и $B^V > 0$, причем $B^V > B^V$ по $E_m^{2V} > E_m^V$, т.е. они образуются чаще, чем дивакансии, но подвижность пар междоузельных атомов меньше. Трифакансии, тетрафакансии и другие более сложные комплексы характеризуются еще более высокой энергией взаимодействия и меньшей подвижностью, чем дивакансии. Поэтому они возникают крайне редко, только при определенных условиях обработки металлов и металлов дислокаций. Вакансии и комплексы с вакансиями играют роль центров зарождения дислокаций.

б) образование микропор - Скопления (кластеры) вакансий переходят в субмикропоры. Здесь уже присутствует взаимодействие атомов и микропор вокруг дефекта (т.е. силы межатомного взаимодействия) лишь короткодействующие, а изменение объема за счет удаления атомов из узла и переноса его на поверхность остается. Микропоры при образовании субмикропор имеют кристаллическую структуру, а в микропорах они уже отсутствуют (за счет сдвига атомов на поверхность). Микропоры являются результатом роста субмикропор путем агрегации вакансий. В принципе они могут вырасти до крупных пор.

в) образование цепочек дислокаций - развивается из точечных скоплениях точечных дефектов, например путем скопления дислокаций вакансий. Это связано с влиянием возникновения линейного дефекта из точечных. В отличие от скопления точечных дефектов, линейные дефекты имеют характерные размеры (длины и толщины). Если взаимодействия между точечными дефектами (вакансиями) являются короткодействующими, то взаимодействия между линейными дефектами (дислокациями) являются длиннодействующими. Поэтому скопления точечных дефектов (вакансий) могут развиваться не только в линейные дефекты (дислокации), но и в субмикропоры. Вследствие этого в металлах часто встречаются цепочки дислокаций.

2) взаимодействие структурных линейных дефектов с примесями - при $C_1 < C_2$

количество пар "вакансия - атом примеси" $n \approx K C_1 C_2 \exp(-\frac{B^V}{kT})$, где K - координационное число для данной решетки (12 для ЦКК и 8 для ОЦК); C_1 - концентрация вакансий; C_2 - концентрация примесных атомов; B^V - энергия взаимодействия.

В описанных металлах более точное $n \approx K(C_1 - n) \exp(-\frac{B^V}{kT})$. При наличии избыточных (неравновесных) вакансий диффузионная подвижность примесных атомов возрастает, т.е. $D_{eff} = D_0 \exp(-\frac{E_m}{kT})$ и $C_1 \gg C_2$ а вакансия движется.

Примесные атомы являются ловушками для междоузельных атомов. При высоких температурах возникают дислокации, которые являются источниками вакансий.

Большое количество вакансий образуется в металлах при деформации.

3) взаимодействие структурных линейных дефектов с примесями - при $C_1 > C_2$

количество пар "вакансия - атом примеси" $n \approx K C_1 C_2 \exp(-\frac{B^V}{kT})$, где K - координационное число для данной решетки (12 для ЦКК и 8 для ОЦК); C_1 - концентрация вакансий; C_2 - концентрация примесных атомов; B^V - энергия взаимодействия.

В описанных металлах более точное $n \approx K(C_1 - n) \exp(-\frac{B^V}{kT})$. При наличии избыточных (неравновесных) вакансий диффузионная подвижность примесных атомов возрастает, т.е. $D_{eff} = D_0 \exp(-\frac{E_m}{kT})$ и $C_1 \gg C_2$ а вакансия движется.

Примесные атомы являются ловушками для междоузельных атомов. При высоких температурах возникают дислокации, которые являются источниками вакансий.

Большое количество вакансий образуется в металлах при деформации.

4) взаимодействие структурных линейных дефектов с примесями - при $C_1 < C_2$

количество пар "вакансия - атом примеси" $n \approx K C_1 C_2 \exp(-\frac{B^V}{kT})$, где K - координационное число для данной решетки (12 для ЦКК и 8 для ОЦК); C_1 - концентрация вакансий; C_2 - концентрация примесных атомов; B^V - энергия взаимодействия.

В описанных металлах более точное $n \approx K(C_1 - n) \exp(-\frac{B^V}{kT})$. При наличии избыточных (неравновесных) вакансий диффузионная подвижность примесных атомов возрастает, т.е. $D_{eff} = D_0 \exp(-\frac{E_m}{kT})$ и $C_1 \gg C_2$ а вакансия движется.

Примесные атомы являются ловушками для междоузельных атомов. При высоких температурах возникают дислокации, которые являются источниками вакансий.

Большое количество вакансий образуется в металлах при деформации.

5) взаимодействие структурных линейных дефектов с примесями - при $C_1 > C_2$

количество пар "вакансия - атом примеси" $n \approx K C_1 C_2 \exp(-\frac{B^V}{kT})$, где K - координационное число для данной решетки (12 для ЦКК и 8 для ОЦК); C_1 - концентрация вакансий; C_2 - концентрация примесных атомов; B^V - энергия взаимодействия.

В описанных металлах более точное $n \approx K(C_1 - n) \exp(-\frac{B^V}{kT})$. При наличии избыточных (неравновесных) вакансий диффузионная подвижность примесных атомов возрастает, т.е. $D_{eff} = D_0 \exp(-\frac{E_m}{kT})$ и $C_1 \gg C_2$ а вакансия движется.

Примесные атомы являются ловушками для междоузельных атомов. При высоких температурах возникают дислокации, которые являются источниками вакансий.

Большое количество вакансий образуется в металлах при деформации.

6) взаимодействие структурных линейных дефектов с примесями - при $C_1 < C_2$

количество пар "вакансия - атом примеси" $n \approx K C_1 C_2 \exp(-\frac{B^V}{kT})$, где K - координационное число для данной решетки (12 для ЦКК и 8 для ОЦК); C_1 - концентрация вакансий; C_2 - концентрация примесных атомов; B^V - энергия взаимодействия.

В описанных металлах более точное $n \approx K(C_1 - n) \exp(-\frac{B^V}{kT})$. При наличии избыточных (неравновесных) вакансий диффузионная подвижность примесных атомов возрастает, т.е. $D_{eff} = D_0 \exp(-\frac{E_m}{kT})$ и $C_1 \gg C_2$ а вакансия движется.

Примесные атомы являются ловушками для междоузельных атомов. При высоких температурах возникают дислокации, которые являются источниками вакансий.

Большое количество вакансий образуется в металлах при деформации.

7) взаимодействие структурных линейных дефектов с примесями - при $C_1 > C_2$

количество пар "вакансия - атом примеси" $n \approx K C_1 C_2 \exp(-\frac{B^V}{kT})$, где K - координационное число для данной решетки (12 для ЦКК и 8 для ОЦК); C_1 - концентрация вакансий; C_2 - концентрация примесных атомов; B^V - энергия взаимодействия.

В описанных металлах более точное $n \approx K(C_1 - n) \exp(-\frac{B^V}{kT})$. При наличии избыточных (неравновесных) вакансий диффузионная подвижность примесных атомов возрастает, т.е. $D_{eff} = D_0 \exp(-\frac{E_m}{kT})$ и $C_1 \gg C_2$ а вакансия движется.

Примесные атомы являются ловушками для междоузельных атомов. При высоких температурах возникают дислокации, которые являются источниками вакансий.

Большое количество вакансий образуется в металлах при деформации.

8) взаимодействие структурных линейных дефектов с примесями - при $C_1 < C_2$

количество пар "вакансия - атом примеси" $n \approx K C_1 C_2 \exp(-\frac{B^V}{kT})$, где K - координационное число для данной решетки (12 для ЦКК и 8 для ОЦК); C_1 - концентрация вакансий; C_2 - концентрация примесных атомов; B^V - энергия взаимодействия.

В описанных металлах более точное $n \approx K(C_1 - n) \exp(-\frac{B^V}{kT})$. При наличии избыточных (неравновесных) вакансий диффузионная подвижность примесных атомов возрастает, т.е. $D_{eff} = D_0 \exp(-\frac{E_m}{kT})$ и $C_1 \gg C_2$ а вакансия движется.

Примесные атомы являются ловушками для междоузельных атомов. При высоких температурах возникают дислокации, которые являются источниками вакансий.

Большое количество вакансий образуется в металлах при деформации.

① При взаимодействии дефектов даже односторонних, могут возникать довольно сложные комплексы, в которых теряется индивидуальность отдельных дефектов

② Например при облучении электроном (при низкой температуре) γ -железа закаленного от высокой температуры обнаружено быстрое свечение всей γ -фазы о постепенном уходе углерода из твердого раствора γ -железа (со скоростью соответствующей диффузии углерода). Электроны микроскопически показывают, что при этом не возникает промежуточного карбида. Калориметрически установлено, что энергия связи „вакансия - атом углерода“ превышает энергию связи в промежуточной карбидной фазе. Поэтому при достаточно высокой температуре углерод, освобождаясь от вакансий, выделяется прямо в фазу Fe_3C с решеткой цементита.

14 (продолжение)

а) образование микропузырей - при наличии в межфазных границах газов и избыточных вакансий они переходят в узлы и образуют пузырьки закисления. Дальнейшее присоединение вакансий к комплексу приводит к образованию субмикропузырьков, в которых выделяется газ и возникает высокое давление. Последнее стимулирует рост до размера микропузыря.

2. Взаимодействие дислокаций с точечными дефектами - очень многообразно и всегда имеет место в реальных кристаллах металлов.

а) дислокации сгустки и метастабильные точечные дефекты: Взаимодействие дислокаций с точечными структурными дефектами происходит поперек плоскости дислокации. Край дислокации является сгустком для избыточных точечных дефектов. При этом происходит перераспределение вакансий - перенос вакансий дислокацией на другую поверхность сдвигается со скоростью $v = \frac{2}{3} c_s \sqrt{\frac{F_b}{kT}} \exp\left(-\frac{E_f}{kT}\right)$, где c_s - концентрация вакансий; E_f - энергия их образования $\sim 1.5 \cdot E$. F_b - сила на единицу длины дислокации (Н.Е. Котт 19). Переносимые винтовой дислокацией с потоком приводит к образованию точечных дефектов при малых напряжениях σ и малых скоростях v генерируются вакансиями; переносимые атомы образуются при больших σ и больших концентрациях σ .

б) взаимодействие дислокаций с примесями атомами: Вокруг краевой

основа	примесь	тип	$u, \text{эВ}$	$S, \text{К}$
Si	Si	закреплен	$0,16 \pm 0,02$	$3,0 \pm 0,4$
	Ge		$0,22 \pm 0,05$	$2,2 \pm 0,9$
	Sn		$0,40 \pm 0,10$	$-1,2 \pm 1,5$

дислокации возникает атмосфера Коттлера. На заре концентрации $c = c_0 \exp\left(-\frac{E_a}{kT}\right) = c_0 \exp\left(-\frac{E_f}{kT}\right)$. Согласно линейному теории упругости винтовые дислокации должны взаимодействовать лишь с примесями внедрения (исаляе концентраты водорода). В ранних работах теории упругости они взаимодействуют и с другими

3. Взаимодействие дислокаций между собой - многообразно

а) упругое взаимодействие дислокаций - в общем случае можно считать. Между параллельными винтовыми дислокациями $F = \pm \frac{Gb^2}{2\pi r}$ (знак зависит от взаимного расположения знаков дислокаций - диполь). $u = \frac{Gb^2}{2\pi} \ln \frac{r_0}{r}$ (противоположных знаков (дислокационный диполь)). Дислокации имеют длину (считают или растягивают - зависимость от длины дислокации или внутренней области) образуют и краевые дислокации.

б) взаимодействие дислокаций со свободной поверхностью (см. выше изображения). Дислокации винтовой будут притягиваться к плоской поверхности $F = -\frac{Gb^2}{4\pi r}$, r - расстояние дислокации от свободной поверхности.

в) расщепление полных дислокаций на частичные - характерно в металлах с ГЦК решеткой, тем ниже энергия дефекта упругая. Низкой энергией дислокации обладают: α -железо, α -титан, Ag ; средние γ -железо: Cu , Ni , Fe . Высокой γ -железо: W , Mo , Al , Cr .

4. Закрепление дислокаций - основной механизм пластичности металлов и сильно деформированных сплавов; необходимы для образования:

а) закрепление примесями: особенно эффективны примеси внедрения и дисперсные частицы.

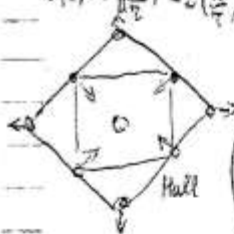
б) закрепление другими дислокациями - дислокации создают барьеры для движения других дислокаций. Наиболее слабые барьеры создают дислокации "лес". Более сильный барьер - сдвиг дислокаций.

Л5 - Машинные методы моделирования дефектов и их взаимодействий

Машинное моделирование как один из методов познания широко входит в практику научного эксперимента. Под моделированием понимают построение и изучение моделей с целью получения новых знаний об объектах. Изучение какого-либо явления на его модели можно рассматривать как особый вид эксперимента - "модельный эксперимент". Одним из его видов является машинный эксперимент, когда вместо реального исследуемого объекта применяются алгоритмы его функционирования ЭЦВМ.

Кривизна
456 - 16500

Матрица
 $W(z) = \begin{bmatrix} z^{-2} & z^{-1} \\ -2z & -P(z^{-1}) \end{bmatrix}$
Диагональ - Элементы
 $u(n) = C \left(\frac{z-1}{z} \right)^m - 2 \left(\frac{z-1}{z} \right)^m$



1. Моделирование образования дефектов - существенные успехи достигнуты при машинном моделировании процессов образования радиационных дефектов, причем в ряде случаев удалось моделировать образование вакансий и атомных дефектов на атомном уровне. В динамическом методе расчета рассматривают систему из N частиц, используя $3N$ классических дифференциальных уравнений движения, решаемых с помощью интегрирования по времени. В расчетах методом Монте-Карло случайно выбираются реакции и энергия стабилизации, а затем усредняют статистические результаты расчета процесса, для того чтобы получить или моделировать процесс.

2. Моделирование атомных конфигураций дефектов и систем энергетических характеристик - машинное моделирование - универсальное средство для изучения индивидуальных составных атомных конфигураций и их влияния на образование на атомном уровне. Вариационный метод применяется для определения равновесной конфигурации атомов, соответствующей данному дефекту (вакансии, междоузельного атома). При этом каждая отдельная частица считается подвижной, в это время как остальные - фиксированными в самоорганизующейся итерационной процедуре. При расчете энергетических характеристик точечных дефектов вариационный метод позволяет оценить энергию релаксации W_R в непосредственной близости к дефекту, где упрощенные приближенные взаимодействия рассматривались, также, конфигурацию эдра дислокации.

3. Моделирование взаимодействий дефектов - Расчеты показали, что две вакансии притягиваются друг к другу на расстояниях, меньших $7A$ и на больших расстояниях в значительной степени не взаимодействуют; тривакансия существует в виде трех вакансий, разделенных попарно между четырьмя атомными позициями, занимаемыми вершинами тетраэдра, в центре которого находится дислоцированный атом. Ближайшая пара френкеля (до 5 межатомных расстояний) рекристаллизуется на больших расстояниях эти дефекты взаимодействуют. ①

4. Анализ путей миграции дефектов -

миграция вакансий и дислокаций в упорядоченных сплавах изучена методом Монте-Карло

① Математическая модель Формана и Лейкина (1966г.) рассматривает движение кристалла за счет барьерного взаимодействия движущейся дислокации с препятствиями. Эти препятствия преимущественно с помощью генератора случайных величин хаотически размещаются в плоскости скольжения. На препятствии дислокация закреплена и изгибается между соседними краями барьеров. При этом в программе указано, что для тех барьеров, для которых при заданном напряжении упругости между краями дислокации у препятствия (σ) меньше критического упругого (σ_c), закрепление не возникает и дислокация срывается с препятствия. Критическое упругое σ_c для разного рода дефектов неодинаково: для очень слабых дефектов $\sigma_c \rightarrow \infty$, в это время как для достаточно мощных дефектов $\sigma_c \rightarrow 0$. По мере увеличения упругого напряжения (критическое напряжение дислокации) дислокация перемещается до тех пор, пока ею не оказывается преодолены все совокупности барьеров; как меньшее значение критического напряжения необходимо для этой цели принимается за критическое напряжение сдвига τ_c . Математические эксперименты Формана и Лейкина позволяют определить зависимость этого критического напряжения от вида дефектов кристалла. Модель была изменена, в частности, для рассмотрения движения дислокации через смесь из двух видов препятствий или через произвольное расположение дислокационных петель.

А.А. Превожидилов и Г.И. Никитовский рассмотрели в рамках математической модели Формана-Лейкина движение связанных дислокаций через дислокационные "лес".

5. Моделирование процессов перестройки дефектных структур

а) активированная рекристаллизация дефектов - происходит при очень низких температурах в зоне действия каскада столкновений; рассматривается обычными методами машинного моделирования

б) термически активированная перестройка дефектов происходит при повышенных температурах и на значительных с атомной точки зрения, расстояниях; требует нового подхода к трудностям классического подхода замкнутой как в пространственном размере ячейки (от 450 до 10 000 атомов), так и с "медленностью" активируемых процессов по сравнению с частотой атомных колебаний. Для современных ЭЦВМ ни один оперативный алгоритм, ни быстросеймные недостаточны для рассмотрения процессов заживления дефектов на атомарном уровне.

Подход Биннера и Ворона - они провели машинные эксперименты по моделированию термического отжига дефектов радиационного происхождения с использованием моделей, в которых агрегаты дефектов рассматривались в континуальной среде. Методом Монте-Карло они моделировали движение дефектов путем коррелированных случайных блужданий в ОЦК решетки с помощью таблиц вероятностей скачков дефектов.

Дальнейшее развитие гибридных моделей - существующие модели моделирования полностью могут применяться на основе континуальных моделей, рассматривая вместе динамику атомов, динамику дефектов. Это позволяет рассматривать такие системы дефектов по размеру, которые могут характеризовать изменения структуры материала в целом.

Моделирование рекристаллизации дислокаций - дислокационные линии могут поведенье аксоидов хаотически распределенных дислокаций в кристалле, свободном от внешних упругих напряжений. В простейшем варианте предполагается, что дислокации расположены параллельно друг к другу и обладают векторами Бюргерса двух знаков. Перемещение дислокаций происходит путем случайных блужданий. Взаимодействие дислокаций учитывается на "континуальном" уровне. Две дислокации разных знаков могут аннигилировать, две дислокации одного знака могут разойтись одна над другой, образуя участок дислокационной линии. В следующем варианте модели вводится закон быстрого взаимодействия дислокаций между собой. Скорость дислокаций предполагается зависящей от действующей силы по логарифмическому закону.

Моделирование заживления дефектов в процессе рекристаллизации - метод Монте-Карло

6. Особенности применения ЭЦВМ и АВМ

ЭЦВМ применяются для машинного моделирования дефектов и их взаимодействия так и для численного решения больших систем уравнений кинетики процесса

АВМ применяются для быстрого решения систем уравнений, полученных при использовании схемы аппроксимации процессов заживления дефектов методами теории линейных хвостовых реакций; применяются также для учета влияния дефектов на кинетику заживления материалов

② Модель Н. и М. Эрнфрест, предложенная еще в 1904 г., позволяет рассмотреть, конденсер, диффузию тепловых дефектов. Рассмотрены два эскиза, первый из которых содержит N зафиксированных шаров, а второй пустой. Кроме того во вращающемся цилиндре имеется N билетов на каредах из которых нанесен номер от 1 до N . Периодически цилиндр останавливается, мы вытягиваем один из билетов и перемещаем шар номер которого соответствует билету из эскиза, в котором он находится в другой, затем возвращаем билет в цилиндр и снова закрываем. Из этой процедуры повторяем много раз. Первым ходом, естественно будет переход некоторого шара из первого эскиза во второй. Затем по мере его опорожнения все чаще будем наблюдать и обратные переходы. Хотя вытягивание билетов и независимы, количество шаров в первом эскизе в последовательные моменты времени не является независимыми. Связаны определенной зависимостью, которую математически называют марковской цепью. Средняя величина числа шаров в первом эскизе, темпонам убывает, стремясь к $N/2$, что вполне согласуется со вторым законом термодинамики. С другой стороны существует вероятность 1, что в конце концов все шары снова окажутся в первом эскизе, а это вполне удовлетворяет второму закону термодинамики. Для осуществления указанного эксперимента, однако, потребуется 2 м. процессор. С помощью ЭЦВМ эта модель была реализована. Для $N = 2^{14} = 16384$ шаров генератор случайных чисел записан в цилиндр с билетами, а каждый "проход" состоит из 200.000 вытягиваний, что занимает менее двух минут. Число шаров в первом эскизе регистрировалось после каждого 1000 вытягиваний. На графике изображены наши результаты моделирования. Число шаров медленно падает по экспоненте, однако далее кривая колеблется около равновесного положения. Таким образом между термодинамическим и кинетическим подходами нет никакого противоречия, если учесть вероятностный характер второго закона термодинамики.



③ Модель двухмерной рекристаллизации реализуется с помощью ЭЦВМ. Итератор случайных чисел задает координаты потенциальных мест образования центров рекристаллизации и момент начала их роста с постоянной скоростью G . Этот рост прекращается при столкновении соседних центров. Анализ кинетики производится при различных значениях N/V_0 , где N — скорость образования центров; V_0 —

15
сборка →

15 - Механические свойства идеального, совершенного и неидеального кристаллов

1. Механические свойства идеального кристалла.

Прочность идеального кристалла, в первом приближении, определяется прочностью связи между ближайшими соседями. Энергия связи была первоначально рассчитана для ионных кристаллов (М. Борн 1915г.) Это позволило оценить теоретическую прочность (для NaCl она составляет $\sim 200 \text{ кН/мм}^2$)

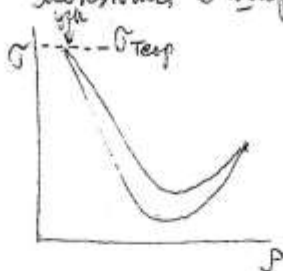
② Прочность металлов в этой модели совпадает с предельной упругостью и прочностью.

2. Механические свойства совершенного кристалла.

Кратковременная прочность совершенного кристалла не очень сильно отличается от прочности идеального кристалла. Длительная прочность совершенного кристалла, при относительно высоких температурах (близких к $T_{пл}$) значительно ниже прочности идеального кристалла (за счет ползучести). К совершенным кристаллам ~~относятся~~ ^{относятся} некоторые типы нитевидных микрокристаллов ("усы")

3. Механические свойства неидеальных кристаллов.

Кратковременная и длительная прочность реальных кристаллов меняется в широких пределах и весьма существенно зависит от типа, плотности и распределения дефектов (роль внешней среды играет). В 1920

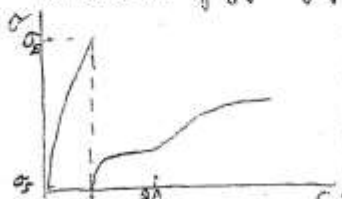


был обнаружен эффект Холла А.Ф. — при изменении механических свойств кристалла под действием соли в насыщенном растворе соли прочность достигала 180 кН/мм^2 (против $0,5 \text{ кН/мм}^2$ в воздухе).

Объяснение этого эффекта — растворение наиболее деформированной части поверхности.

Некоторые нитевидные кристаллы способны пластически деформироваться.

В таких кристаллах (например Cu, Sn) наблюдается "зуб ползучести". На осевую упругую деформацию ($\sim 1\%$ по всей длине) в узлах образуются



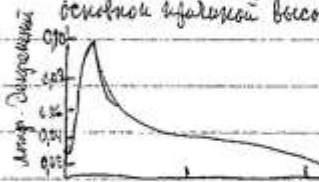
наблюдается резкое падение прочности до величины $\frac{\sigma_{пл}}{100}$ и пластическая деформация при постоянной нагрузке соответствует раскатушке металла вальцовых кристаллов под действием трения. В этих случаях деформация в этих полосах колеблется от 1-2 до 100%.

Особые усы, состоящие из узла деформированного материала и участка образцовая сброст. Удлинение при течении также происходит скачкообразно. Это явление объясняется введением неоднородностей.

- ① „Уси“ нельзя отнести полностью к совершенным кристаллам из-за отсутствия равновесной границы и наличия хотя бы одной „возмущающей“ дислокации.
- ② Расчет энергии связи в металлических кристаллах весьма трудная задача. Поэтому Я.И. Френкель предложил оценивать теоретическую прочность вольфрамов как некоторую долю модуля сдвига ($\sigma_T \approx \frac{E}{40 \cdot 20}$). Такая как опытная, обычно, кардинально в настоящее время принимаемой, что теоретическое разрушающее напряжение составляет $E/10$, где E модуль Юнга. Для металлов такие соотношения, по-видимому, справедливо (см. таблицу). Для других материалов, однако, такую оценку следует считать упрощенной. Так нитевидные кристаллы SiO_2 имеют прочность при растяжении 2500 кг/мм^2 , что составляет $E/2$.
- ③ Прочность нитевидных кристаллов железа с ориентировкой [111] приближается к 1200 кг/мм^2 (в этом случае 1240 кгс/мм^2 модуль Юнга вольфрама). Характеризуется очень большой упругой упругостью. Упругая деформация превышает 4,5% (до 2% сближается с пределом). Вслед за большой упругой деформацией наступает мгновенное разрушение, без остаточной пластической деформации (например в Fe-усох).

16 (продолжение)

При повышении температур металлы и сплавы кристаллы выдерживают большие нагрузки без текучести. Так Cu -узел выдерживает 50 кг/мм^2 при 300°C а Sn -узел $0,006 \text{ Е}$ при комнатной температуре. Наоборот предел текучести Si -узел падает в несколько раз при повышении температур от 500 до 800°C . Кроме того Si -узел подвержен процессу старения. Обнаружено, что при деформации за счет дислокаций большая часть первоначальной прочности восстанавливается после старения при 800°C . Поэтому основной фазой высокого предела текучести в них является закрепление дислокаций на кристаллах.



Потребительскими свойствами затухания литейных кристаллов Fe ($30-50 \text{ мм}$, ось $<100>$) зависят от степени деформации кристаллов. Начальное увеличение плотности дислокаций вызывает увеличение затухания, а затем дальнейшее увеличение плотности дислокаций, которое приводит к сглаживанию свободных краев и уменьшению затухания. Наконец, длина волны приближается к величине порядка λ_0 и затухание становится минимально зависящим.

Исследования упругих и неупругих свойств предварительного деформированных литейных кристаллов Cu и $\text{Cu}+0,5\%\text{Fe}$ (на стадии литейного отжига) показали, что после деформации еще остаются подвижные дислокации. Поэтому в изотермических условиях наблюдается возврат Q^{-1} и ΔG . Различия в поведении $Q^{-1}(T)$ кристаллов и деформированных Cu -узел указывает на то, что роль примесных атомов, находящихся на разных стадиях возврата, возрастает при высоких температурах.

Металл	Модуль, кгс/мм²		теор. прочность, кгс/мм²		Механические свойства кристаллов			
	E	G	$E/10$	$E/20$	$G/20$	$G/20$	массивных $\delta\epsilon\%$, σ_E кгс/мм², σ_s кгс/мм²	литейных $\delta\epsilon\%$, σ_E кгс/мм², σ_s кгс/мм², $\sigma_{\text{вн}}$
Fe		6100						6, 1340, 864, 1,6
Cu		4600			760	230	0,035	2,2, 300, 82, 1,25
Ag							0,04	3,1, 176, 72, 3,8
Sn							0,13	3, 1,8
Si								2, 390, 1,1

4. Механические свойства аморфных сплавов (металлических стекол)

Жестко-бронные металлы и сплавы в виде ленты или проволоки обладают прочностью свыше 370 кгс/мм^2 в состоянии с хорошей вязкостью разрушения. Такие стекла перспективны как материал для усиления конструкций, особенно в связи с изотропностью прочностных свойств лент. Титан-бериллий-циркониевые стекла также весьма прочны, обладая, в то же время, небольшой жесткостью удельными весом по сравнению со стеклами на основе металлов.

Следует учесть, что прочность аморфных сплавов существенно зависит от наличия поверхностных дефектов. Обычное стекло имеет прочность $\sim 5 \text{ кгс/мм}^2$. Если, однако, постараться избежать таких дефектов, то прочность стекла достигалась во внутренних областях, прочность стекла увеличивается до 700 кгс/мм^2 .

17 - Пластическая деформация металлов

Основной механизм пластической деформации металлов. Возможность пластической деформации конструкций необходимо учитывать при проектировании (расчетные напряжения должны быть ниже предела текучести). В противном случае при проектировании прокатных стенов или др. машин осуществятся значительная пластическая деформация как технологический процесс необходимо проектировать рабочие усилия превышающие предел текучести. ①

1. Теория предела текучести - зависит от ряда факторов:

$$\tau_s^M \sigma_s^M = P + S + Y + Z + D$$

Сила Пайерлса (P) сила трения в решетке $\sigma_p \approx \frac{2G}{1-\nu} \exp(-\frac{2\pi a}{(1-\nu)b})$, где a и b постоянный угол α и расстояние дислокации. В монокристаллических металлах $a=b$ и при $\nu = 0,35$ получаем $\sigma_p = 2 \cdot 10^{-4} G$. Однако, для многих металлов (ГЦК и ГП вольфрама) $\tau_p \leq 10^{-5} G \leq 0,1 \text{ кН/мм}^2$. Для кристаллических металлов (ОЦК и ГП призматического типа) $\tau_p \geq 10^{-4} G \geq 1 \text{ кН/мм}^2$. Поэтому роль силы Пайерлса остается незначительной.

Общее поле напряжений от дислокаций (S): $\tau_s = \alpha G b / x$, где $\alpha = 0,1 \div 0,2$; x - длина сегмента движущейся дислокации (зависит от расстояния между точками закрепления). При напряжении сдвига со скоростью дислокации образуются дислокационные петли. На более поздних стадиях τ_s возрастает за счет упрочнения.

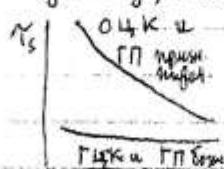
Пересечение дислокаций (Y) $\tau_i = \alpha G b / x$, где $\alpha = 0,2 \div 0,3$; x - длина сегмента пересекającychся дислокаций. При пересечении дислокаций движущаяся дислокация образует дислокационные петли.

Образование порогов (Z) при пересечении дислокаций $\tau_z = E_f / x b d$, где x - расстояние между порогом; d - ширина зоны, в которой пересекаются дислокации еще не оторвавшись от дислокационных петель.

Образование точечных дефектов (D) при неконсервативном движении дислокаций $\tau_d = E_f / x b y$, где E_f - энергия образования дефекта; y - расстояние на которое перемещается дислокация за время образования одного точечного дефекта. В зависимости от типа порога и величины напряжения образуются вакансии или междоузельные атомы.

Границы зерен и субзерен - Мел показал, что в случае поликристаллов $\tau_s^P = \tau_s^M + \tau_k (b/L)^{1/2}$, где L - размер зерна; b - расстояние от поверхности до начала плоскости скольжения. Коэффициент $1/2$ для ОЦК металлов (для других типов решетки он может отличаться от этой величины).

Влияние температуры - члены S и Y существенно зависят от температуры, а P, Z и D могут иметь разную температурную зависимость. Поэтому кривая температурной зависимости должна состоять из разных участков для различных металлов. Зависимость P, Y и Z от температуры связана с тем обстоятельством, что дислокации могут преодолеть соответствующие энергетические барьеры при определенных величинах напряжения за счет термической активации.



Для многих металлов слабая температурная зависимость τ_s , а для некоторых металлов сильная зависимость от температуры.

- ① Пластическая деформация металлов осуществляется преимущественно путем образования и скольжения дислокаций. Свойства вольфрамидных кристаллографических плоскостей, в том числе направление вектора Бюргерса, могут как краевые, так и винтовые дислокации. Реально в металлах кристаллах генерируются и скользят не только дислокации, состоящие из краевых и винтовых участков. В зависимости от подвижности этих участков (при данных условиях деформации) в деформированном кристалле будут оставаться либо винтовые либо краевые дислокации.

2. Линии и полосы скольжения - Поверхность мetailлического

кристалла после пластической деформации при комнатной температуре оказывается покрытой одной или несколькими системами параллельных тонких линий, называемых линиями скольжения. Металлографически было установлено, что эти линии представляют собой ступеньки на поверхности, возникающие в результате микропластических сдвиговых смещений вдоль характерных краев элементарных плоскостей скольжения в



направлении скольжения (их комбинация - "система скольжения")

Долгое время считалось, что скольжение происходит в единственной плоскости, так как в оптический микроскоп линии скольжения выглядят прямолинейными. Детальное изучение с помощью электронного микроскопа показало наличие некоторой перестройки скольжения вследствие поперечного скольжения винтовых компонентов дислокаций. Сильная выключенность линий скольжения наблюдается иногда в металлах с ОЦК решеткой и в алюминии (ПЦК решетка, но высокая энергия дефектов упаковки).

Способность дислокаций к поперечному скольжению существует в образном зависимость от степени их расщепления, которая в свою очередь определяется энергией дефектов упаковки. Чем ниже последняя, тем в большей степени расщеплены дислокации и тем более высокая температура или деформация необходимы для осуществления поперечного скольжения винтовых компонентов.

По мере повышения температуры деформации тонкие линии скольжения начинают фрагментироваться в толстые зерно вытянутые полосы скольжения. При этом происходит переход от "многого скольжения" к "грубому скольжению", характеризующийся более высокой степенью локализации пластической деформации.

Полосы сдвига

3. Кристаллография скольжения

Металл	Решетка	Системы скольжения
Al, Cu, Ag, Au, Ni	ПЦК	$\{111\} \langle 110 \rangle$
α -Fe	ОЦК	$\{112\}; \{110\} \langle 111 \rangle$
Al, Zn, Mg, Pb, Ti, Fe, Be	ГП	$\{0001\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ $\{10\bar{1}1\}; \{10\bar{1}0\}$
β -Sn	ОЦТ	$\{100\}; \{110\} \langle 001 \rangle$ $\{100\} \langle 011 \rangle$ $\{1\bar{2}1\}; \{10\bar{1}\} \langle 100 \rangle$

В различных типах решеток наблюдаются различные системы скольжения. Однако, имеются и некоторые общие правила. Так в кубических кристаллах направление скольжения соответствует направлению скольжения поплотной упаковки.

В металлах с ПЦК решеткой наиболее плоскостью скольжения является плоскость скольжения поплотной упаковки.

В металлах с ГП решеткой это вытекает лишь для базисного скольжения. ОЦК металлы имеют склонность к кардинальному скольжению т.е. скольжение происходит во многих плоскостях, содержащих направление $\langle 111 \rangle$.

Рис. 3. Slip band

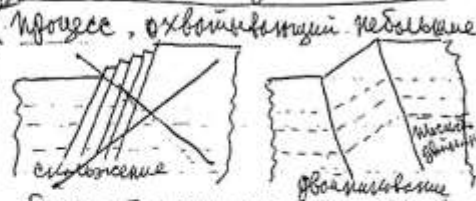
3. Полосы сдвига (shear bands) - при больших степенях деформации происходят локализация местечек деформации путем образования полос сдвига сильно разориентированных относительно литарии. Образование полос сдвига связано с возникновением дислокаций.

В процессе деформации в металле возникают дислокации, которые являются дефектами кристаллической решетки. Дислокации могут быть刃状 (刃状) или 螺旋状 (螺旋状). Дислокации刃状 (刃状) и 螺旋状 (螺旋状) являются основными типами дислокаций. Дислокации刃状 (刃状) и 螺旋状 (螺旋状) являются основными типами дислокаций.

18 - Механическая деформация двойникования

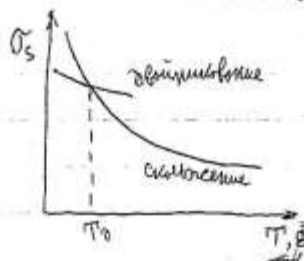
Наблюдается в некоторых металлах и сплавах в определенных условиях пластичности деформации материалов, в которых происходит двойникование.

Деформация
напряжения и их
образование



процесс, охватывающий небольшие, но четко ограниченные области внутри кристалла. При этом способе деформации в результате локализованного сдвига части исходной решетки образуется симметричная конфигурация, состоящая из участка исходной недеформированной решетки и деформированного участка, зеркала отображения первого участка и лежащего по отношению к нему в плоскости двойниковой симметрии. Плоскость, по отношению к которой выполняется условие зеркальной симметрии, называется плоскостью двойникования. Тип механизма деформации проявляется в условиях загрузившихся сдвига.

2. Влияние температуры на процесс деформации - в ОЦК и ГЦК



металлах предел текучести при деформации сдвигом резко возрастает с понижением температуры и ниже некоторого порога T_0 превышает предел текучести при деформации двойникованием. При этом процесс деформации становится более сложным (отсюда выше T_0) происходит сдвиг и двойникование одновременно.

3. Кристаллография двойникования - в металлах и сплавах

металлы	решетка	плоскости и направления
Mg, Zn Cd, Be	ГЦК	$\{10\bar{1}2\} [10\bar{1}1]$ $\{10\bar{1}1\} [10\bar{1}1]$
Al, Sn	ГЦК	$\{301\} [10\bar{1}1]$; $\{101\} [10\bar{1}1]$
Al, Fe	ОЦК	$\{112\} [11\bar{1}]$; $\{112\} [11\bar{1}]$
Al	ГЦК	$\{111\} [11\bar{1}]$; $\{111\} [11\bar{1}]$

роль энергии
деформации
и температуры
в процессе
деформации

АВСАВАСВА

плоскостных и направленных металлах деформация может происходить только сдвигом, т.е. только в определенных направлениях и плоскостях. В процессе деформации происходит сдвиг и двойникование одновременно. Тогда двойникование является второстепенным механизмом деформации. Микроскопический сдвиг кристалла в двойнике сопровождается сдвигом соседних кристаллов относительно друг друга.

4. Угловые двойники и полосы аккомодации - эксперименты ИТН ИР УССР



концентрированный сдвиг в металлах происходит в определенных направлениях и плоскостях, которые могут быть частично связаны с наличием полос сдвига (или ванд), называемой «полосой аккомодации». Именно они, однако, придают металлу отличия между двойникованием металлов и сплавов.

5. Дислокации и механизм двойникования - необходимость



двойникования важно по существующим механизмам деформации. Можно считать предположить, что двойникование осуществляется сдвигом дислокаций. Коттрелл и Билли предположили (1951 г.) механизм деформации двойникования в ОЦК металлах (механизм

двойники дислокаций \rightarrow частички дислокаций, вращающиеся вокруг своей дислокационной оси. Образы, что это сдвиги сдвиг не локализованы на плоскости. Дислокация АО раздвигается: $\frac{a}{2} [111] \rightarrow \frac{a}{2} [112] + \frac{a}{2} [11\bar{2}]$; дислокация OB сдвигает ($\bar{2} \perp$ плоскости (112) скольжения), а дислокация OEDB в своем движении образует дефект упаковки. Отверстие OEF вращается поперек Тюрингу $\frac{a}{2} [111] \rightarrow$ вращается и может переходить путем непрерывного скольжения на плоскости (112), снова образуя дефект упаковки OEF. Отверстие OF вращается вокруг точки O, образуя дефект упаковки сдвиг или двойник двойника. Второй оборот OF добавляет еще один сдвиг и т.д. Показатель Лангмюра ВТЦК.

В. Акустический эмисс при пластической деформации. "Треск" слышен при деформации (особенно на чистоте) вследствие образования двойников. В других материалах эмиссия звука при двойниковании слабее \rightarrow разработка температурных сред для регистрации звука. Анализ записей показывает, что эмиссия происходит дисперсией в виде отдельных импульсов. Эти импульсы соответствуют различным этапам образования, роста и взаимодействия двойников. Она коррелируется по времени амплитудой и частотой. Время образования отдельных двойников порядка мксек. Из этого акустическую эмиссию связывают с дислокацией энергии при быстрой вращении двойников дислокаций. Исследования ФТИ показали, что звук сильнее при вращении двойника.

Экспериментальные исследования показали, что при пластической деформации наблюдается акустическая эмиссия и в случае когда двойники не образуются. Кайзер (1950) один из первых обнаружил связь АЭ с процессом движения дислокаций. При пластической деформации наблюдается "перерывная эмиссия". Перерывная эмиссия состоит из одной за другой сигналы малой амплитуды А с широким частотным спектром.

(Предметом анализа является также ΣA , общее число импульсов N , амплитуды N_{max} , при излучении АЭ по α - и β -компонентам N_d , N_s , латунь, сталь и др.) Они показывают, что пластическая деформация (скольжение) происходит непрерывно с результатами появления лавин скольжения. Величина импульсов АЭ перерывной эмиссии небольшая с началом пластической деформации. Частота импульсов в начале деформации пропорциональна скорости деформации (1000 cm^{-1} при $\dot{\epsilon} \approx 10^{-3} \text{ cm}^{-1}$). Длительность импульсов - 5 мксек, что позволяет оценить скорость дислокаций (10^3 cm/sec). Дженкинс и Карпентер (1971) на мон-те показали, что $dN/dt = B \dot{\rho} m/dt$, где ρ_m плотность подвижных дислокаций АЭ в упругой области деформации они связывали с скоростью дислокаций от точки зарождения. Красевский (1976) установил на Fe, что $dN/dt = N_0 + K d^{1/2}$, где d - размер зерна, $K = f(\dot{\epsilon})$. Изменение АЭ с величиной зерна объяснено изменением плотности подвижных дислокаций.

В районе зерна и поперечных температур импульсы N , N' , A . Вероятно это связано с локализацией пластической деформации в линиях Лангмюра - Грегора. При изменении температуры и скорости деформации изменяется интенсивность и амплитуда АЭ. Согласно теории Лангмюра звуковое излучение возникает только при нестационарном характере движения дислокаций, а форма импульса АЭ нестационарно движущихся дислокаций отличается от формы импульса при стационарных дислокациях.

При увеличении скорости деформирования пластическое течение происходит при больших напряжениях, а следовательно и больших скоростях движения дислокаций. При этом возрастает количество, рассеиваемая дислокациями в кристаллической решетке, в частности в виде АЭ.

В ряде случаев изучают зависимость параметра АЭ: $\Sigma A^2 N'$

① Акустическая эмиссия - эмиссия волн напряжений звуковых или ультразвуковых частот, возникающих в твердом теле при его деформации или разрушении. Наблюдалась впервые А. Флюксом при незначительной деформации кристаллов NaCl и LiCl. Классик - Земляновский при деформации Al и α -латуны в области низких температур.

1.3 - Деформационное упрочнение чистых металлов

смотри обзор

после предела текучести возрастает непрерывно до дальнейшей деформации - упрочнение

1. Физическая природа упрочнения - первая теория упрочнения Мейлора (1934) -

Ионы дислокаций не достигают поверхности, а упруго взаимодействуют с другими дислокациями, закрепляются внутри кристалла, образуя связи (трехмерную) теория Лотта (1952) - замечен взаимное влияние индивидуальных дислокаций в их взаимодействии между кристаллами дислокаций в плоских системах ($\sigma \sim \epsilon^{1/2}$)

2. Стадии упрочнения поликристаллов - после 1950 годов на чистых металлах



I стадия - первого скачка - работает одна с/м скачковая зависит от кристаллографической ориентации кристалла и условий деформации. Зенер (1957) объясняет I стадию упрочнения с дальновоздействующим взаимодействием достаточно далеко отстоящих друг от друга дислокационных петель в первой стадии системы скачков; $\sigma \sim \epsilon^{1/2}$ $\sigma \sim \epsilon^{1/2}$ зависит от температуры деформации.

II стадия - быстрого упрочнения - действует несколько с/м скачков $\sigma \sim \epsilon^{1/2}$ либо зависит от температуры. По Зенеру образуются систематические упорядоченные взаимодействия в плоскости скачков. Упрочнение возникает благодаря дальновоздействующим напряжениям от этих скоплений дислокаций, которые взаимодействуют друг с другом. Лотта и Хирш считают, что упрочнение обусловлено созданием ступенек на дислокациях (винтовых). Все дислокации перемещаются (винты эд) ступенки лотта непосредственно связаны с дислокацией (винты в) при низком эд ступенки расширяются → создание. При деформации Т и σ ступенки лотта сближаются и сближаются с винтами дислокаций непосредственно.

Дислокации металлов при больших деформациях

Механизм упрочнения за счет дислокаций отрыв деформации

Ступенки взаимодействуют не сближаются под действием σ и кружки винты Т, разупрочнение при их движении вакансии могут легко диффундировать от ступенек (Ступенки образуются в результате перемещения дислокаций друг с/м скачков). Куперман - Вилсдорф (1962) предположили, что II стадия упрочнения характеризуется тем, что длины дислокационных отрезков, действующих как центры Френкеля-Розе уменьшаются все меньшими благодаря образованию ступенек дислокаций ($\sigma \sim \epsilon^{1/2}$) не сразу зависит следствием отрыва барьеров путем непрерывного скачкообразного уменьшения объема взаимодействия сфер с высокой скоростью скачкообразно.

Зависимость скорости деформации от температуры

III стадия - медленного (параболического) упрочнения - существенно зависит от Т и эд. Не сразу зависит следствием отрыва барьеров путем непрерывного скачкообразного уменьшения объема взаимодействия сфер с высокой скоростью скачкообразно.

В ПЦК-металлах представлены все три стадии (I стадия при соотношении деформации). Соотношение II и III стадий зависит от эд: чем она выше, тем скорее II стадия при данной температуре и тем раньше она переходит в III стадию. Металлы с ГПЦК имеют почти очень выраженную I стадию при ориентации на базисные скольжения (деформации) на стадии второго скачка имеет соотношение $\sigma \sim \epsilon^{1/2}$ - сферичность - сферичность твердых тел сильна и равномерно пластически деформируются без разрушения. На II стадии металлов двойникование карбидов с дислокационными сетями II стадия имеет параболический характер. Она проявляется для тех металлов, которые ОЦК металлы, как правило, упрочняются сразу по параболическому закону (III стадия) за счет сильной разрывной непрерывной скачкообразно. Однако, в более тяжелых поликристаллах Nb при 295°K наблюдается I стадия, которая при низком деформационном скачке переходит в II стадию ($\sigma \sim \epsilon^{1/2}$), а затем в III стадию (не непрерывная скачкообразно еще не I стадия). III стадия наблюдается и при деформации α-Fe, ориентированной для скачков на одну ось. При деформации на I стадию для ОЦК металлов существенно выше (ПЦК, ПЦК).

4. Влияние типа решетки и энергии дефектов упорядочения

① Пропускная способность I стержня зависит от $\sigma_{0.2}$: для кристаллов Al при 295°K она всего $4:5$,
а для Cu $\geq 20\%$

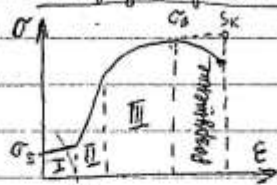
19 (продолжение)

- а) Аксимальные текстуры деформации - кристаллиты ориентируются вдоль оси симметрии. Возникают при сжатии, растяжении или вращении. ОЦК металлы при растяжении, вращении или экструдии дают текстуру $\langle 110 \rangle$ (простую) и степень сферичности текстуры растет со степенью деформации. При сжатии возникает двойная аксиальная текстура: ориентировки $\langle 111 \rangle + \langle 100 \rangle$. ГЦК металлы при растяжении, вращении или экструдии $\rightarrow \langle 111 \rangle + \langle 100 \rangle + \langle 112 \rangle$, причем по мере сжатия эдс ($Al \rightarrow Li \rightarrow Cu \rightarrow Ag$) интенсивность $\langle 100 \rangle$ растет, что обуславливается утончением фибры поперечного сечения и вращением кристаллитов и развитием деформационных двойников. При сжатии возникает простая текстура $\langle 110 \rangle$, но со значительным расщеплением. ГПУ металлы при вращении и экструдии часто развивается $\langle 10\bar{1}0 \rangle$. Иногда наблюдается и ориентация плоскости базиса по некоторым углам к оси образца.
- б) Текстуры прокатки - кристаллиты ориентированы относительно плоскости и направления прокатки. При этом возникает т.н. простая текстура. ОЦК металлы образуют сложную текстуру. При высоких степенях деформации $\{001\} \langle 110 \rangle + \{112\} \langle 110 \rangle$. При меньших ϵ наблюдается широкий набор ориентаций. ГЦК металлы образуют сложную текстуру. Отличается ориентацией $\{111\}$ с характерным разбросом в углу $(110)[112] \rightarrow (153)[112] \rightarrow (362)[347] \rightarrow (121)[111]$, причем интенсивность комбинаций возрастает вдоль этого ряда по мере увеличения степени деформации и температуры деформирования. ГПУ металлы образуют обычно двойную внебазисную типа $\{0001\} \{10\bar{1}0\}$ с отклонением полюсов базиса от нормали к плоскости прокатки в направлении прокатки. Угол α зависит от отношения c/a . Металлы со структурой близки к идеальной упаковке шаров ($c/a = 1,63$), развитой текстурой прокатки, сходную с базисной. Увеличение степени деформации сопровождается совершенствованием текстуры без изменения ее характера, а повышение температуры прокатки приводит к постепенному расщеплению направления $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ в направлении прокатки и замене его направлением $\langle 11\bar{2}0 \rangle$.

Упрочнение текстурованием - В последние годы делается попытка использовать текстуру для упрочнения металлического листа (США), а также сосудов высокого давления. Наиболее высокие результаты можно ожидать в случае сильно анизотропных металлов с телескопичной решеткой (например, Ti). Следует отметить, что идеальность сильно текстурованного металла может быть реализована только при условии двукратного растяжения (например, в сосуде высокого давления). При однократном растяжении эффект незначителен.

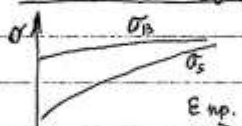
С 110 - Пластическое разрушение металлов

1. Предел прочности и истинное разрушающее напряжение - стадии разрушения



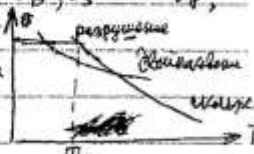
σ_b - предел прочности (внешнее сопротивление разрушению). предельная нагрузка на образец, отнесенная к начальной площади поперечного сечения образца.
 σ_k - истинное разрушающее напряжение - нагрузка в момент разрушения, отнесенная к площади поперечного сечения образца в участке разрушения (с учетом усадки).

2. Связь между разрушающим напряжением и пределом текучести



При деформировании упругими ростом σ_s , σ_b и σ_k , однако в разной степени. Если деформацию производить одним способом, а механические испытания другим способом, то обнаруживается следующая связь σ_b , σ_s с $\epsilon_{пр}$,

Величина разрушающего напряжения слабо зависит от температуры ~~пластической деформации~~ ~~температуры~~ пластической деформации. Поэтому при низких T ~~разрушающее~~ разрушающее напряжение меньше, чем предел текучести.



3. Образование и распространение трещины при разрушении металлов



Основными этапами пластического разрушения являются:

а) образование шейки - наиболее возмуж и длинная часть процесса пластического разрушения; возмужный микронеосомы;

б) возникновение концентральной трещины - за счет разрыва материала разделяющего микронеосомы; у краев концентральной трещины возникает концентратор концентрации деформации;

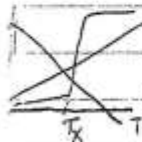
в) Рост концентральной трещины к поверхности образца (обычно 45° к оси растяжения) происходит внезапно и с большой скоростью.

4. Критерии пластического и хрупкого разрушения - физические критерии

а) Пластическое разрушение - происходит при заметном удлинении, но более характерным признаком является относительное сужение (ψ) поперечного сечения образца перед разрушением (за счет образования шейки). В участках центра шейки возникает трехосное растяжение (микронеосомы). При разрушении микронеосом основную роль играет касательное напряжение (Роль локализованного сдвига по винтовой системе скольжения).

б) Хрупкое разрушение - происходит без образования шейки и, как правило, без существенного удлинения образца.

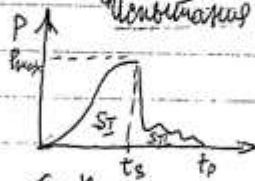
5. Ударная вязкость и вязкость разрушения - технические критерии



а) Ударная вязкость - характеристика динамической пластичности материала определяет возможность его применения для изготовления движущихся деталей механизмов. Наибольшее распространение в технике имеет метод испытания образцов с надрезом на ударный изгиб. Механическими исследованиями показано, что закон подобия не соблюдается и, поэтому, необходимо точно соблюдать не только форму, но и абсолютный размер образцов, причем особое значение имеет стандартизация размеров и форм самого надреза. Определение удельной ударной вязкости $\alpha_k = A_k / F_k$ не имеет физического смысла и производится

В последние время только для сравнения результатов испытаний с историческими ранее опубликованными данными.

Для ударных испытаний в СССР наиболее часто применялся образцы с надрезом Кернана. Трещину вводят обычно посредством циклического нагружения. Более простой способ - создание надреза путем электроэрозионной обработки, сопровождающейся возникновением системы трещин в зоне надреза. Этот способ, однако, недостаточно надежен, особенно в случае более пластичных материалов. Наиболее образцы с надрезом лучше подвергать ударным разрывам при температуре жидкого азота.



Испытания на ударный изгиб производят на листовых образцах типа Шарпи для определения работы разрыва A_z и предела текучести A_p . Кривая должна быть достаточно симметричной. Значения A_z и A_p определяют A_z и A_p соответственно. Наиболее важная характеристика - A_p , которая растет по мере увеличения пластичности испытываемого материала.

б) Вязкость разрушения - Большая часть реальных конструктивных материалов содержит дефекты, которые являются характерными для конструктивных материалов. Эти дефекты могут быть различного размера и формы, приводящие к разрушению при статическом растяжении. Для вязкости разрушения K_{Ic} = 25 мДж/м², для алюминия 0,4 мДж/м², а для стали < 0,0025 мДж/м².

Более совершенной характеристикой вязкости разрушения конструктивных материалов является коэффициент интенсивности напряжений при плоском нагружении K_{Ic} по терминологии ASTM - в условиях плоской деформации. Размерность K_{Ic} = $\sqrt{\text{Н/м}^3}$ (или $\sqrt{\text{Дж/м}^2}$) соответствует вязкости разрушения, при которой начинается неустойчивое развитие трещины. Определяется при растяжении образцов с введенной заранее трещиной.

В связи с большими размерами образцов, необходимых для испытаний (высота > 2 м) наблюдается тенденция к переходу испытаний на изгиб и трехточечное растяжение. При испытаниях на изгиб надо учитывать влияние трещины. Необходимо учитывать необходимость определения K_{Ic} при ударном изгибе (Значит).

В последние время появилась тенденция определять K_{Ic} при ударном изгибе (Значит).

б. Теория пластического разрушения - Экспериментально установлено, что в реальных "чистых" металлах при деформации возникают усталостные трещины, которые являются причиной разрушения самого материала. В металлах при деформации (и при растяжении) возникают в металле микротрещины. В металлах, содержащих кислород (металлы БК), микротрещины возникают в основном в металлах.

а) Возникновение и развитие трещин - В чистых металлах - в идеальной ситуации (при отсутствии пор) $\psi \rightarrow 100\%$. Однако, поры могут возникать за счет конденсации вакансий, возникающих при пластической деформации. Это способствует состоянию трехосного растяжения в зоне деформации.

б) Механизм роста пор - на ранних стадиях за счет притока вакансий в зону деформации. Позднее в зоне центра шейки при наличии трехосного растяжения возникает локализованное сжатие, приводящее к образованию трещины.

в) Зарождение и распространение трещин - образование трещины, процесс слияния трещин, процесс формирования трещины. Процесс слияния трещин приводит к процессу формирования трещины. Он заключается в разрушении металла между соседними порами \rightarrow образование трещины.

аналогично с образованием трещины при растяжении

(Котировка)

140 (продолжение)

Сильные микротрещины могут происходить как за счет образования микротрещин в перемычках между соседними порами, так и за счет развития локализованных полос сдвига в этих же перемычках. Развитие полос сдвига сопровождается образованием микротрещин на границе раздела между литейной и сильно разориентированной полосой сдвига.

2) роль типа кристаллической решетки и энергии дефектов упаковки

В ряду ГЦК \rightarrow ОЦК \rightarrow решетка алмаза \rightarrow ионные кристаллы

В ряду ГЦК В ряду $Al \rightarrow Cu \rightarrow Ag$ за счет снижения ЭДУ уменьшается доля крупных пор.

Вне к. ба (Крупные поры формируются обычно на границах зерен. Мелкие поры формируются вдоль полос деформации (или сдвига) или пересечении полос сдвига)

а двойная оксидационная текстура $\langle 100 \rangle + \langle 111 \rangle$ возникает в этом же ряду

$Al (8 + 92\%) \rightarrow Cu (34 + 66\%) \rightarrow Ag (90 + 10\%)$.

В окислении текстура $\langle 111 \rangle$ Cu размер микротрещин в кристаллах выше, чем в $\langle 100 \rangle$. Это соответствует отличиям модулей в кристаллических текстурах.

3) роль дислокаций при формировании структурной модели

Потенциальная нестационарность литейных или балочных стержней деформации. Дислокационная модель образования микротрещин и их развития (связь с полосами сдвига).

1) Факторы, влияющие на образование микротрещин: деформация, ориентация, температура, скорость деформации, структура, состояние поверхности, свойства материала, условия эксплуатации.

2) Факторы, влияющие на развитие микротрещин: деформация, ориентация, температура, скорость деформации, структура, состояние поверхности, свойства материала, условия эксплуатации.

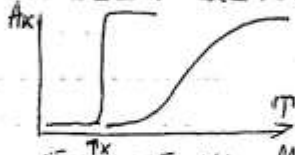
3) Факторы, влияющие на закрытие микротрещин: деформация, ориентация, температура, скорость деформации, структура, состояние поверхности, свойства материала, условия эксплуатации.

А11 - Хрупкое разрушение металлов

1. Влияние ~~температуры~~ ^{хрупкого разрушения} температуры деформации на ~~порог хрупкости~~ -

~~Можно ли вознко к хрупкому разрушению в ОЦК металлах при увеличении скорости деформации - хрупкий пример деформации в и скорости на его основе~~

а) Температурный порог хрупкости при испытании металлов на ударный излоб. Характерно для металлов с ОЦК решеткой: αFe , V , Cr , Mo , W (исключая также Nb и Ta). Связано с резким возрастанием σ_z при понижении температуры.



Положение T_x существенно зависит от скорости деформации.

б) Промышленные аспекты проблемы хрупкого разрушения - случаи катастрофического разрушения крупных металлических изделий (кор. суда типа "Либерт", хрупко разрушено 1500 судов в разрушения, из них 19 судов потопы, 16 км² суды). Серьезная проблема для арктики: создание техники в северных регионах.

2. Влияние структуры - весьма существенное и на T_x и на характер разг.

а) Хрупкое разрушение монокристаллов - плоскости скольжения металлов

Металл	Структура	Плоскости
$\text{Fe}, \text{Al}, \text{W}$	ОЦК	$\{100\}$
V, Ta	ОЦК	$\{110\}$
Zn, Be	ГПУ	$\{100\}$
Bi	Ромбоэдр	$\{111\}$

с ПЦК решеткой не установлены однозначно. В других решетках они могут соответствовать разным комбинациям (минимумы поверхностной энергии, плоскости с наибольшей плотностью упаковки и др.). Разрушение чаще происходит по плоскости скольжения с ориентацией кристалла. Минимальное напряжение ^{сдвиг} по углу $45-50^\circ$ к плоскости скольжения.

б) Хрупкое разрушение многокристаллов - трансграничные разрывы происходит как в многокристаллах, преимущественно в зернах с ориентацией близкой к ориентации на минимальное разрушающее напряжение.

Интеркристаллитное разрушение - в результате внутренней адсорбции примесей. Наблюдается и у ПЦК металлов (кор. при добавлении Bi или Sb к Cu). Зависимость T_x от размера зерна - эмпирически установлено $T_x \sim \ln d^{-1/2}$ (плотность деформации вынеса на T_x умножено).

в) Металлография хрупкого разрушения (франтография)

Наблюдение структуры изломов оптимальными средствами затруднено недостаточной глубиной резкости при больших увеличениях ($> \times 500$). Метод режик в электронной микроскопии уже в 1943г. позволил преодолеть эту основную трудность. Однако, широкое применение электронного франтографии было только тогда (в 50-е годы) при исследовании вязкого разрушения в шее образцов, испытанных на статическое растяжение. Позже другие исследователи стали использовать этот метод переход от пластичного к хрупкому разрушению. Работы ФМИ и ИТП АН СССР. Переход к количественной оценке. Применение растровой электронной микроскопии и скан-электронной микроскопии в развитии франтографии.

3. Акустическая эмиссия при образовании и росте трещин - при разрыве или металлов АЭ производится как "взрывная эмиссия", т.е. сигналы АЭ акустичны и носят осциллирующий характер. Амплитуда сигналов выше, чем при деформации сплошным телом. С увеличением нагрузки в образцах, содержащих трещины, наблюдается смещение верхов трещины, причем количество сигналов АЭ резко увеличивается с развитием зоны пластической деформации в вершине трещины. По данным Грина (1969) $dN/dt = K_0 \sigma^m$, где K_0 - коэффициент концентрации напряжений; $m = 5 \div 9$; K_0 -

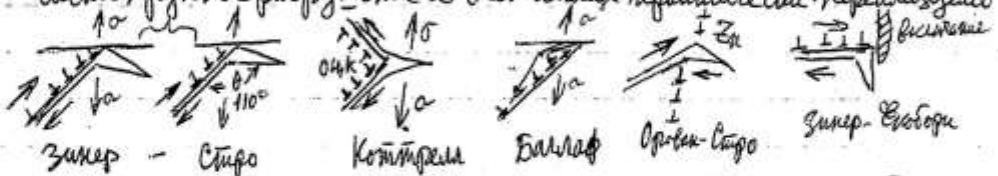
При испытании на растяжение образцов, содержащих трещины, была обнаружена корреляция между ростом трещины и АЭ. Так же коррелирует в вершине трещины зависимость распределение амплитуд эмиссии. Число пор делится отношением между размером пластической зоны в вершине трещины и числом импульсов АЭ. Максимум АЭ коррелирует почти на порядок меньше того происходит разрушение.

При ударном испытании с помощью индуктора обнаружена корреляция между числом возникающих трещин и числом импульсов АЭ.

4. Теория Хруцкого разрушения - первая теория Гриффитса (1920-) для разрушения аморфных тел (стекла) путем перехода к аморфным

$\sigma_r \geq \left(\frac{2E\gamma}{\pi c k} \right)^{1/2}$, где E - модуль Юнга; γ - поверхностная энергия трещины; k - кристаллический металл или теория Гриффитса

Дополнение Орована $\sigma \geq \left(\frac{2E\gamma}{\pi c a} \right)^{1/2}$, где R - радиус кривизны вершины трещины; a - минимальное расстояние перпендикулярно к поверхности разрушения. При $R = a$ формула Орована \rightarrow Гриффитс. Величина (R/a) характеризует степень отклонения от чисто Хруцкого разрушения, однако, при этом сохраняется зависимость $\sigma \sim c^{-1/2}$, т.е. по мере распространения трещины необходимо учитывать непосредственное зарождение трещин за счет нераспределенности напряжений. Следующим этапом теории разрушения, учитывающей как чисто Хруцкое разрушение в металлах, так и теорию Орована



Все эти модели аналогичны в отношении той роли, которую отводится в них локальной деформации сдвига и кручению перпендикулярности деформации. Аналогична во всех этих случаях и схема вывода формулы для критического напряжения образования трещины.

Зингер - Стро $\sigma_s^2 = \frac{3\pi}{8(1-\nu)} \cdot \frac{G\gamma}{L}$; Баллаф $\sigma_n \sigma_s \approx \frac{4\sqrt{2}}{\pi} \left(\frac{1+\nu}{1-\nu} \right)^{1/2} \cdot \frac{G\gamma}{L}$

Коттрелл $\sigma_n \sigma_s \approx \frac{2}{\pi(1-\nu)} \cdot \frac{G\gamma}{L}$; Орован-Стро $\sigma_n \sigma_s \approx \frac{4}{\pi} \cdot \frac{G\gamma}{L}$

где L - длина элементарной трещины; σ_n - нормальное напряжение; σ_s - касательное напряжение; γ - поверхностная энергия трещины.

① Уже в 20-х годах заметили, что скорость восстановления свойств (или даже необходимого для достижения определенной степени возврата) экзотермических изменений с температурой, как и в случае химических процессов (закон Аррениуса). Эта аналогия побуждала исследователей на мысль воспользоваться представлениями и формализмом уже развитой к тому времени теорией скорости химических реакций и, прежде всего, представлениями об "энергии активации" процесса.

② Более тщательный анализ по производным $\left(\frac{dP}{dT} = f(T)\right)$ показал, что стадия состоит из подстадий, а процессы возврата относятся формально к реакциям высокого порядка - существующей целой спектр энергий активации; распознавание процессов затруднительно!

③ Возврат с переориентацией наблюдается при деформации как моно- так и поликристаллов металлов с ОЦК решеткой. Так, например, при прокатке монокристаллов Mo ($\epsilon < 50\%$) происходит их упрочнение (увеличение микротвердости и развитые рефлексы дифракционных пятен). При быстром нагреве до $2000^\circ C$ происходит разупрочнение сопровождающееся переориентацией кристалла с выходом на поверхность плоскостей!

Возврат с переориентацией происходит в результате твердотельного активированного перемещения двух систем винтовых дислокаций на поверхности кристалла наблюдаются следы поперечного скольжения.

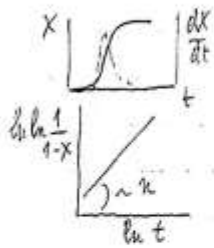
При медленном нагреве упрочненных кристаллов происходит обратная поликристаллизация. При этом развитые дифракционные пятна расширяются.

В поликристаллах возврат с переориентацией приводит к исчезновению текстуры деформации еще до протекания рекристаллизации.

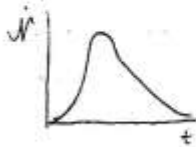
113 - Рекристаллизация деформированных металлов

Включает процессы образования и роста кристаллитов (зерен) в металлах

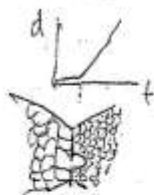
1. Первичная рекристаллизация (рекристаллизация обработки) - характерна для металлов, упрочненных пластической деформацией



а) Кинетика первичной рекристаллизации аналогична кинетике фазовых превращений. При небольших степенях деформации наблюдается латентный период. Общая кинетика рекристаллизации описывается уравнением типа $X = 1 - \exp(-Bt^n)$, где степень n зависит от геометрии роста кристаллитов. Макс. при одномерном росте (в проволоке) $n = 1 \div 2$; при двумерном росте $n = 2 \div 3$ (в листовом металле); при трехмерном росте (массивный металл) $n = 3 \div 4$. Множитель B включает скорости образования K и роста G центров рекристаллизации. Скорость образования центров K уменьшается с течением времени.



Скорость роста центров G постоянна во времени до достижения металла тем, как процесс вообще закончился до рекристаллизации (ОЦК металлы, ванадий, либо переходит в metastable состояние (ГЦК металлы, никель, медь). Однако в КС (ГЦК, ванадий) процесс продолжается в ходе рекристаллизации и $G \neq \text{const}$. Зависимость от температуры Arrheniusовского типа $G = G_0 \exp(-Q_g/RT)$; для листовых металлов Q_g близка к энергии активации диффузии. Результатом роста зерен структура определяется соотношением K/G .



б) Механизмы образования центров рекристаллизации - еще изучаются. Функционирование (барьер, торможение) препятствует появлению центров. Происходит в результате твердотельной активированной перестройки атомов в наиболее наименее упорядоченных деформированном металле; вероятностью являются полиморфизм (Фюрере - Кен - Кинг) препятствуют росту кристаллитов. Одновременно увеличение их размерности до размера и разрывания зерен. Перемещение участков границы (Фок) образование центра происходит путем локального отрыва участка границы зерна; к этому процессу, с одной стороны, процесс принадлежит, с другой стороны, процесс образования.

в) Механизмы роста центров рекристаллизации - уже известны. Мертвостойкий (Фюрере, Делонж) путем перемещения дислокационных элементов за счет их твердотельной активации. Не соответствующий фактам самодиффузионный - за счет твердотельной активации перемещения атомов по поверхности неупорядоченного кристалла на поверхность упорядоченного через границу раздела. Тогда $G = \frac{D}{kT} \cdot \frac{A}{\Delta x} \approx \frac{A^2}{\Delta x} \cdot \frac{kT}{h} \exp(-\frac{E_a}{kT})$ в соответствии с фактом. Внешняя граница как слой для дислокаций имеет разную эффективность. В зависимости от строения границы: 1) анизотропная граница - абсолютный слой дислокаций. 2) граница полностью совпадает - ориентированный слой, т.е. дислокации сосредоточены с границей. Дислокация может быть встроена в упорядоченную дислокацию, а затем диффундирует в нее. Влияние разрывания центров на скорость роста $G(\varphi) \sim \exp(\varphi)$ и зависимость только при увеличении размерности зерен роста и \exp и $G(\varphi)$ по не линейно (один).

2. Вторичные степени, способы и температуры деформации

а) Степень деформации - влияет сильнее на $K(\epsilon)$ чем на $G(\epsilon)$ поэтому с увеличением ϵ изменяется зеренная структура металла после рекристаллизации.

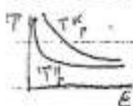
113 (продолжение)

Вопрос деформацииВ) температура деформации

3. Собирательная и вторичная рекристаллизация - рост зерен приходящий после первичной рекристаллизации, характеризующийся наличием ее следов.

а) Собирательная рекристаллизация (нормальный рост зерен, при котором сохраняется тип распределения зерен по размерам (относительно логнормальное) кинетика собирательной рекристаллизации описывается функцией $d^2 - d_0^2 = Kt$, где $K = K_0 \exp(-Q/Rt)$ и $K_0 = \frac{2\sigma}{k} (\frac{1}{d_0} + \frac{1}{d_0^2}) \exp(\frac{Q}{R})$; σ - поверхностная энергия; d_0 - нач. размер зерна; K - коэффициент собирательной рекристаллизации, темп, темп при росте во время первой рекристаллизации, но движущей силой является поверхностная энергия ($\Delta F = \sigma \Delta S$), при которой в среднем увеличивается наиболее вероятный размер зерен (по логнормальному распределению).

б) Вторичная рекристаллизация - аномальный рост зерен (образование синглов), при котором изменяется тип распределения зерен по размерам (увеличивается второй, третий моменты). Кинетика вторичной рекристаллизации темп, темп у первичной рекристаллизации т.е. скорость образования центров без разг. увеличивается со временем, а скорость роста не постоянна. Общая кинетика описывается функцией $X = X_{\infty} - \exp(-Bt^n)$, где X_{∞} - механизм образования центров вторичной рекристаллизации.



4. Динамическая рекристаллизация случается при выборе режимов пластической деформации рекристаллизации отливки (проводится при температуре деформации и отливки рекристаллизации).

а) Влияние температуры рекристаллизации на обратную зависимость температуры начала деформации (T_F) и температуры начала рекристаллизации (T_R) от степени деформации E .

б) Влияние температуры рекристаллизации на обратную зависимость скорости деформации (или скорости роста) зерен от степени деформации и температуры деформации (первое и второе моменты). Динамическая рекристаллизация вторичного типа увеличивает температуру деформации и темп деформации рекристаллизации третьего типа увеличивает размер зерна после процесса деформации и темп.

в) Влияние температуры рекристаллизации на темп роста зерна (температура рекристаллизации и отливки и температура деформации в которых условия обработки и температуры рекристаллизации).

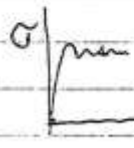
5. Анизотропия свойств металлов. Металлы рекристаллизуются. Различные свойства металлов в разных направлениях зависят от наличия текстуры.

а) Текстура первичной рекристаллизации определяется анизотропией скорости роста зерен. В ОЦК металлах текстура рекристаллизации совпадает с текстурой деформации по поверхности $\{111\}$. В ГЦК металлах текстура рекристаллизации поворачивается по отношению к $\{111\}$.

б) Текстура вторичной рекристаллизации определяется анизотропией скорости роста зерен. Как правило сильно отличается от текстуры деформации. Темп, темп, в трансформации стали Fe-3%Si.

в) Текстура при собирательной рекристаллизации развивается.

6. Динамическая рекристаллизация - происходит в ходе горячей деформации приводит к образованию равновесной зеренной структуры со временем деформации. Проявляется в кинематическом изменении направления в ходе горячей деформации.



а) Динамическая первичная рекристаллизация - образование и рост новых зерен со временем деформации с изменением, разн. свойствами.

б) Динамическая собирательная рекристаллизация - рост старых зерен.

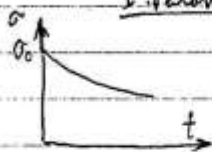
в) Динамическая вторичная рекристаллизация - образование и рост старых зерен.

г) Метастабильная рекристаллизация - при отливке после горячей деформации.

114 - Ползучесть и релаксация напряжений

При длительном пребывании металлов под нагрузкой даже ниже предела текучести происходят значительные структурные и свойства вследствие ползучести и релаксации напряжений.

1. Релаксация напряжений - переход упругой деформации в неупругую ($\epsilon = \epsilon_0 + \epsilon_p$) при постоянном смещении, т.е. приводит к снижению свободной энергии с/з закон Гука $\sigma = M\epsilon$; для изотермического изотропного тела $\sigma + \gamma \dot{\epsilon} = M(\epsilon + \gamma \dot{\epsilon})$, где M - релаксированный модуль упругости; γ - время релаксации при $\epsilon = \text{const}$; τ_0 - время релаксации при $\sigma = \text{const}$. При $\epsilon = \epsilon_0 = \text{const}$ из уравнения следует $\sigma(t) = M\epsilon_0 + (\sigma_0 - M\epsilon_0) \exp(-t/\gamma)$ или $\gamma = \tau_0 \exp(\Delta H/kT)$



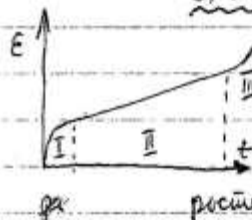
Релаксационная стойкость материалов может быть оценена по величине γ

2. Основные типы ползучести - медленная пластическая деформация (при $\sigma < \sigma_{\text{тек}}$ при различных приведенных температурах различны типы ползучести):

а) Диффузионная ползучесть - при температурах близких к $T_{\text{пл}}$ и малых σ происходит за счет направленной диффузии вакансий. Изучены также Б.Я. а также Херрин и Набарро. Для дислокационного кристалла $\dot{\epsilon} \approx \frac{D}{kT} \frac{\sigma^2}{L^2}$; для кристалла с дислокациями $\dot{\epsilon} = \frac{D}{kT} \frac{\sigma^2}{b \lambda}$, где λ - расстояние между дислокациями. Вклад дислокаций (лучше их переименовать) значим уже при нескольких подвижных дислокациях, а в реальных металлах он является преобладающим.



б) Ползучесть с возвратом - при повышенных температурах основной тип



I стадия - установившаяся ползучесть: $\dot{\epsilon} = A t^{-m}$, ($0 < m < 2$), где $A = f(T, \sigma)$. Для многих материалов $m = 1/3 \rightarrow \epsilon = \beta t^{2/3}$

II стадия - усталостная ползучесть: $\epsilon = \gamma t$ при росте упрочнения на I стадии растет и скорость разупрочнения за счет возврата (или рекристаллизации или аннигиляции). Входит стадия наступает при выравнивании скорости деформационного упрочнения со скоростью динамического возврата. При перетоплении краевых выключений дислокаций вокруг стокаров $\dot{\epsilon} = \nu A N^2 \exp(-\frac{U}{kT})$ где ν - частота атомных колебаний; N - число участвующих в процессе дислокационных сегментов; A - средняя величина площади, занимаемой сегментами дислокаций между двумя активными стоками; U - энергия сегмента дислокации между двумя активными стоками.

При непрерывном скольжении винтовых выключений $\dot{\epsilon} = \nu A N \exp(-\frac{U}{kT})$

III стадия - ускоренная ползучесть: завершается разрушением материала может быть связана с образованием шейки, вызванным рекристаллизацией, не сущую роль играют неупругие напряжения в ходе процесса ползучести.

в) Поликристаллическая ползучесть - при низких температурах (и/или при $m=1$) $\epsilon = \alpha \ln t + \beta$ и $\dot{\epsilon} = \alpha/t$ мало чувствительна к изменению температуры и напряжений. Так в меди при увеличении σ в 3 раза или температуры на 200°C удлинение за время t возрастает всего в 3 раза. Механизм: I - внутренняя ползучесть; II - дислокационная; III - пористая ползучесть.



3. Связь релаксации напряжений с ползучестью - разнотемпературный процесс

имеются попытки рассчитать кривые релаксации напряжений по известным параметрам для кривых ползучести. Однако, она носит характер эмпирических соотношений. Это связано с тем, что параметры известны, в основном, для установившейся ползучести, а релаксацию напряжений следует сравнивать с I стадией ползучести (при низких T) с логарифмической ползучестью $\dot{\epsilon} = -A \frac{\sigma}{\epsilon}$

114 (продолжение)

4. Длительная прочность - величина напряжения, необходимого для разрушения образца материала в течение заданного времени: σ_{100} , σ_{1000} . Для определения длительной прочности проводят испытания материала при повышенных температурах для различных величин напряжений. Затем строят зависимость времени до разрушения от величины напряжения и методом интерполяции определяют длительную прочность при заданной температуре и длительности испытаний.

5. Повреждаемость металлов при повышенных температурах

а) Трансграничное разрушение - очень редкое: лишь в очень редких случаях, напр. зото-оливиновый А, в которых высокие напряжения на границах зерен реализуются путем образования деформационных складок или разрывов.

б) Клиновидный тип разрушения - образование микротрещин в местах соприкосновения зерен с последующим распространением вдоль границы. Связано с процессами сдвига вдоль границ зерен при не высоких температурах.

в) Интеркристаллитное разрушение путем образования пор - обычно происходит при более высоких температурах и более низких скоростях деформации, чем клиновидное разрушение. Вдоль границы зерен (перпендикулярных к

б) образуется множество мелких пор. Мелко пор постепенно увеличивается при росте и агломерации, что приводит к разрушению по границе зерен. Зернограничные микротрещины обычно происходят за счет образования зернограничных усадочных пор при сдвиге. Рост пор за счет прихода вакансий от границ зерен.

6. Видные структуры - более существенно при невысоких температурах

а) Видный исходной структуры - степень намина металла зависит в основном, на I стадии. Предварительное упрочнение может привести к увеличению величины σ_{100} . Но большое упрочнение вызовет разрушение металла. Размер зерна зависит, в основном, на II стадии упрочнения от скорости за счет зернограничного проскальзывания. Роль дисперсных частиц второй фазы.

б) Изменение структуры при ползучести - на I стадии - формируется статическая блочная структура. Средний размер блоков и размер блоков зависит от исходной структуры. на II стадии - блочная структура существенно не изменяется. В концы блоков могут образовываться микротрещины.

7. Сверхпластичность - свойство твердых материалов сильно и равномерно пластически деформироваться без разрушения (и без образования шейки!).

Обусловлена тем же физическими механизмами, которые определяют пластичность, однако в этом случае не происходит упрочнения материала.

а) Простейший случай при ориентации монокристаллов на линии скольжения. При деформации по СД в плоскости базиса $\sigma \gg 1000\%$.

б) ползучесть сопровождается динамической рекристаллизацией.

в) ползучесть в мелкозернистых поликристаллах - за счет зото-тального объема зернограничного проскальзывания (но требуется и деформация при этом - или при). Обычно сильно выражено в НКМ.

Эти механизмы рассматриваются в последующих лекциях (Л21, Л25)

①

342
обор.

- ② Прогнозировать усталостное разрушение можно и методом регистрации акустической эмиссии. Сигналы АЭ появляются еще до фатального развития разрушения. Они усиливаются при образовании микротрещин. Было найдено соотношение между увеличением длины трещины Δl за один цикл усталостных испытаний и суммой амплитуд сигналов: $\Delta l \sim (\sum A^2) E / k^2$, где E - модуль упругости, k - коэффициент концентрации напряжений.

115 - Продолжение

6. Влияние условий испытаний и структуры металла

а) комбинация постоянного и переменного напряжений (обычно в технике)

статическое растяжение - повышает усталостную прочность при σ_{-1} и при кручении

статическое сжатие + повышает усталостную прочность при σ_{-1} и при кручении

статическое кручение - повышает усталостную прочность при кручении

статический изгиб - повышает усталостную прочность при кручении

б) комбинация различных видов переменного нагружения

в) частота циклического нагружения - Если амплитуда нагружения превосходит предел усталости, то более низкой частоте соответствует меньшая долговечность. При циклической температуре σ_w практически не зависит от частоты

г) температура испытаний

При повышении температуры испытаний

большая скорость нагружения соответствует большей долговечности, если их измерять числом циклов до разрушения. Макс. сдвиг в интервале $400 \div 500^\circ\text{C}$

кривые усталости сдвигаются (если долговечность выражать в единицах времени) при одинаковой скорости деформации в пределах от 10 до 2000 циклов/мин.

Для тех. железа и легкого стали существует $\sigma_{\text{кр.в.}}$ между влиянием температуры на σ_s и σ_w . В других металлах имеется лишь слабое

или неточное соответствие влияния температуры на σ_s и σ_w

д) влияние разряда зерна

Для железа - железа более упрочнено

чем $\sigma_w = \sigma_s + \sigma_d \cdot d^{-1/2}$ м.е. зависимость атомарная $\sigma_s(d)$

в углеродистой стали следует учитывать наличие перлита. Однако и здесь зависимость σ_w и σ_s от расового и ст. аналогична

е) влияние надрезов и других концентраторов напряжений - места

заранее усталостного разрушения. Концентрация надреза при действии

определяется как отношение сопротивлений усталости образца без надреза к сопротивлению усталости того же образца с надрезом. Концентрация сферическим и

надрезом $\eta = \frac{1}{1 - \frac{r}{\rho}}$, где ρ - коэффициент концентрации напряжений (отношение радиусов $\frac{r}{\rho}$ надреза и радиуса ρ). Величина $\eta = 0 \div 1$

7. Механизмы усталостного разрушения

а) изменение структуры в ходе испытаний

В металлах с дислокационной структурой до

на ранних стадиях испытаний - появление дислокационных петель. В АЛ-сплавах

затем развитие систематических ступеней, а на более поздних стадиях - образуются

различные малоугловые границы между обведенными скоплениями дислокаций. Эти

процессы происходят систематически более активно (в металлах с более высокой прочностью)

б) влияние отжига образцов

В Си при $300-400^\circ\text{C}$ металл упрочняется, увеличивается

наклепная жерсть, но усталостное удлинение не снижается так сильно, как до 300°C .

в) дислокационные механизмы структуры

изменение структуры и температуры

II стадия усталостного разрушения

а) образование усталостных трещин

Формируются в металлах образуются внутри металла

на поверхности - образуются при вращении сгибании полых труб (особенно

на поверхности и в центре - дислокационная структура образуются внутри и на поверхности)

б) распространение усталостных трещин

предшествует (образуются в центре - в металлах); необходимо боковое σ , чем бы образовались трещины; после $1/3$ цикла

15 - Продолжение

Усталостная трещина распространяется медленно (II стадия усталостного разрушения) пока ее размер не достигнет величины порядка 1 мм; иногда обнаруживается переход от одной стадии к другой. На этой стадии некоторые трещины могут и застыть.

III стадия усталостного разрушения. Одна из трещин оказывается достаточно велика ($> 1 \text{ мм}$), чтобы напряжение у ее конца в течение каждого цикла растяжения приводило к распространению трещины (со значительной скоростью, чем на II стадии).

"Критическая длина трещины" зависит от свойств металла, но она близка к тому же пределу текучести и пределу прочности (вырв. в сильно упроченных металлах).

8) Термозакалка и термостойкость (Бокс, Хоминский, Бокс)

- а) Термозакалка и термостойкость деформации - впервые обнаружена в анизотропных металлах (Zn, Cd, Sn, α -Fe и др.), но имеет место и в изотропных металлах при значительном градиенте термических напряжений (зависит от $\text{grad } T$ и от фактора к.т.р.) $\sigma = \frac{1}{2} \alpha \cdot \sigma_0 \cdot \epsilon \cdot E \cdot (\alpha_0 - \alpha) \cdot d \cdot T$
- б) Изменение размеров (роста) при термозакалке - Разные исследования роста α -стадии в ТВЭЛ'ах. Роль аксиальной текучести. Механизм термического сжатия (Хромов); изменение вида деформации в процессе повышения температуры (сдвиг \rightarrow изгиб \rightarrow сжатие) и сдвига. Механизм роста в изотропных металлах - в Al α -75% после 500 циклов

Механизм роста в многофазных сплавах - напряжения вследствие разл. к.т.р. в составляющих фазах сплава

Механизм роста при фазовых превращениях - например $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ Fe

- в) Ускорение ползучести при термозакалке - Визуально алюминиды циклического напряжения тем больше, чем выше температура испытаний; при малых долговечностях снижение прочности, вызванное циклическим напряжением, оказывается более заметным, чем при больших долговечностях; универсальность по влиянию циклических напряжений температур (+ наблюдается в некоторых материалах со значительной анизотропией к.т.р.)

г) Термостойкость - в закрепленных деталях механизмов с неоднородным распределением температур; установлено, что долговечность при термической усталости, выраженная числом циклов до разрушения N , и анализаторная пластическая деформация за цикл ϵ_p связаны соотношением $\epsilon_p \cdot N^{1/2} = \text{const}$ (обычно $N \leq 10^5$) формула применима для различных материалов, температур и состояний

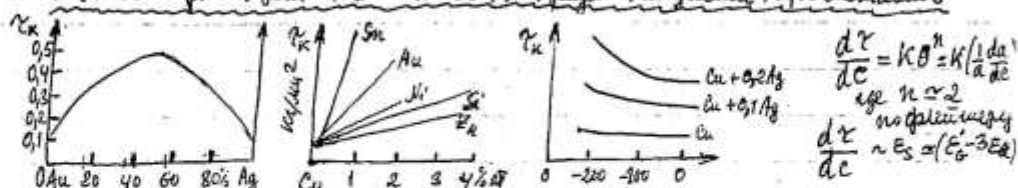
116 - Упрочнение металлов при легировании.

1. Влияние растворимых элементов на предел текучести и деформационное упрочнение

В ОЦК-металлах - примеси сильно влияют на пластичность, слабее на упрочнение

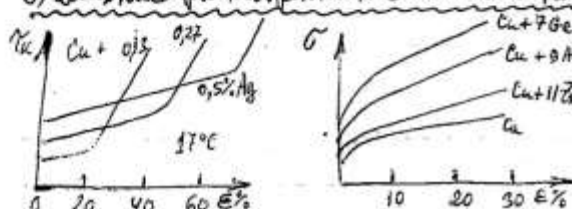
В ГЦК-металлах - примеси слабо влияют на пластичность, сильнее на деформ. упрочн.

а) Влияние растворимых элементов на предел текучести ГЦК металлов



Аддитивность влияния легирующих элементов (при невысокой концентрации) при малых концентрациях зависимость σ_k и σ_s от c почти линейная, степень влияния возрастает с увеличением разности параметров атомов температурная зависимость σ_k и σ_s усиливается

б) Влияние растворимых элементов на деформационное упрочнение ГЦК



В монокристаллах легирование увеличивает прочность I стадии и II стадии вследствие уменьшения вероятности зарождения дислокаций (снижение ЭДЧ).

Увеличивается коэффициент упрочнения $\sigma_{\sigma_{Fe}}$ и $\sigma_{\sigma_{Al}}$ но не очень сильно

Аддитивность возрастания общего упрочнения

2. Влияние легирования на текстуру деформации

Смелович показал что текстура ГЦК металлов по мере легирования меняется $(111)[111] \rightarrow (362)[347] \rightarrow (153)[112] \rightarrow (110)[112]$ или текстура "лагуны" и степень изменения характера текстуры зависит от содержания ЭДЧ. Анизотропия в анизотропной текстуре $\langle 111 \rangle + \langle 100 \rangle + \langle 112 \rangle$ усиливается количеством легирования. Для ОЦК металлов изменение текстуры при легировании незначительно.

3. Физическая природа упрочнения при легировании (твердые растворы)

существуют несколько механизмов возникающих твердение при дватве. дзств

а) Упрочнение за счет дислокационного порожка (по Фрамеру) $E_{AB} \neq \frac{1}{2}(E_{AA} + E_{BB})$

$\gamma = \sigma/v$, где σ - энергия разупорядочения/см² (для лагуны 70/30 $\rightarrow \gamma = 10^9$ эрг/см²)

б) Упрочнение за счет несовершенств решетки (по Мэттью - Нэббру)

в) Упрочнение за счет увеличения сдв. Майерса - в ОЦК металлах при больших V_{Mz} .

$\sigma_s = \sigma_s' + \sigma_s''$, где $\sigma_s'(c)$, а $\sigma_s''(T)$ - сдв. РН

г) Упрочнение за счет упорядочения внедренных атомов (по Сюэну)

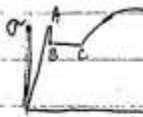
существует также несколько механизмов закрепления дислокаций

а) упругое взаимодействие с растворенными атомами (по Коттреллу)

б) химические взаимодействия с растворенными атомами (по Сузуки) в ГЦК

в) совместное влияние размерного фактора и упругих взаимодействий (по Фрейзеру)

4. Реальный предел текучести; ползучая текучесть; ползучесть - ползучесть



E

Наблюдается явление при испытании мягкой стали (или железа) в достаточно жесткой машине верхний предел текучести ($\sigma_{\text{вп}}$) после достижения которого наблюдается деформация с переходом к ползучей текучести ($\sigma_{\text{п}}$) - зависит от размера зерен ($\sim d^{-1/2}$), а отклонение $\sigma_{\text{п}}$ зависит также от концентрации C и N в твердом растворе.

Ползучая текучесть ($\sigma_{\text{п}}$) - пластическое течение происходит при многократных нагрузках. Формально соответствует ползучей, идеально пластической "тече". Фактически соответствует ползучей, которая была образована ползучестью - ползучестью, в которой много мелких дислокаций.

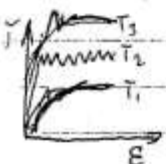
Контроль реального предела текучести достигается давлением атмосферы на образец $\sigma_{\text{п}}$ соответствует отрыву дислокаций от атмосферы. Сейчас считают, что дислокации не отрыв закрепленных дислокаций, а перемещаются новых - свободных от примесей атмосферы. Зуб текучести текучести наблюдается, также, при испытании поликристаллического Mo и монокристаллов Fe ($+0,002 - 0,01\% \text{ C+N}$); Cu ($+N$); Zn ($+N$); P ; CuZn ($+N$); Ge .

У кристаллов твердых растворов замечено, что обычно не наблюдается при малых концентрациях, но четко проявляется при больших концентрациях (монокристаллы; Cu и Zn ...).

Реальный предел текучести важен для любых испытаний (механические деформационные процессы).

5. Деформационное старение - если после достижения реального предела текучести

разрушить образец, а затем непосредственно вслед за этим нагрузить снова то же тело текучести не повышается. После выдержки образца при комнатной температуре (для стали) или кратковременного нагрева ($50 - 150^\circ\text{C}$ для сталей) при повторной нагрузке зуб текучести снова повышается. Это явление, известное как деформационное старение Коттрелла обозначено на рисунке образованием атмосфер примесей около подвижных дислокаций.



6. Влияние температуры и скорости деформации. Эффект Портевского

С повышением температуры деформации зуб текучести постепенно повышается, и, при не слишком больших скоростях деформации, кривая нагружения - деформации приобретает пилообразный характер. Впервые это явление наблюдал Портевский и Ле-Шателен на техническом железе (Fe) при температуре от 100 до 300°C . Этот эффект свойствен, также, твердым растворам замещения (латунь Cu+Zn ; Al-Mg) в моно- и поликристаллических образцах. Явление, несомненно, связано с диффузией атомов растворенного вещества к скоплениям дислокаций. Этот процесс (в скобках замечено) сопровождается образованием образующихся во время деформации, которые образуют комплексы с атомами примесей. Слабо выделенные дислокации отрываются от атмосфер, но одновременно образуются новые дислокации при еще более высоких температурах зубцы на кривой деформации исчезают.

7. Влияние примесей на разрушение - весьма существенное

а) Пластическое разрушение - Лигирование, приводящее к образованию твердого раствора, хотя и увеличивает предел прочности и иногда равновероятно удлинение, всегда уменьшает среднее поперечное сечение (φ), за исключением тех случаев, когда введение лигирующего элемента уменьшает округляющее влияние примесей, уже присутствующих в сплаве. Уменьшение φ обычно мало по сравнению с увеличением $\sigma_{\text{в}}$.

б) Хрупкое разрушение - Влияние лигирования оценивается по изменению

элементов повышающие $T_{\text{х}}$ - в Al-Cu и Al-Mg , в основном, примеси-выделители (Fe в Fe повышает $T_{\text{х}}$ на 200°C ; P , S) и Si , Cu , Mo .

в Al-Cu и Al-Mg - в основном, малорастворимые примеси сгруппированные по группам (Cu , Fe), Si .

элементы снижающие $T_{\text{х}}$ - в стали Mn и Ni ; Zn и Mo - Fe , Fe .

117- Влияние легирующих на процессы разуплотнения

1. Влияние легирующих на деформационное разуплотнение

Повышение концентрации твердых растворов замещения приводит к усилению ^{локализации} деформации ^в за счет возникновения полос Шлиссера-Модера (тип. концентрации Cu-30% и Cu-1%.

2. Влияние примесей на кинетику отжига - примесные атомы образуют комплексы с атомами в междоузлиях и вакансиями. Если учитывать коэффициент лишь в первой стадии отжига, то для $C_p < 1\%$ имеем пар $\eta/\eta_0 \approx K_{sp} \exp(-E_d/kT)$, где η - число свободных вакансий, E_d - энергия диссоциации пары, K - константа равновесия. В более поздних стадиях $\eta/\eta_0 = K(C_p - \eta) \exp(-E_d/kT)$. Здесь однако играет большую роль блокировка дислокационных сегментов.

основа	примеси	тип	E_d , эВ	C_p
Al	Ag	дислокация	0,22	10^{-3}
Al	Ag, Sn	дислокация	0,2	0,2
		дислокация	0,4	
Fe	C	дислокация	0,4	

Влияние примесей на кинетику отжига можно описать на АЭВМ

3. Влияние примесей на кинетику полиморфизма - определяется взаимодействием

основа	примеси	тип	E_d	C_p

примесей с краевыми и винтовыми дислокациями (некоторые краевые дислокации замедляют процесс, другие температурные вакансии. Могут происходить, в частности, сильное взаимодействие с бором (взаимодействие Зенера и Шокли). Массовая реакция идет по механизму образования дислокаций Шокли и замедление процесса. Измерение скорости сдвиги и дислокаций следует за счет концентрированной диффузии и конгр. перемещения.

б) Влияние примесей на поперечное скольжение винтовых дислокаций. Вредные атомы в ОЦК решетки образуют тесные и прочные комплексы с вакансиями и междоузлиями, что приводит к замедлению взаимодействия с винтовыми дислокациями за счет их блокировки (аннотировано) приводит к изменению объема кристалла. Следует учесть и влияние примесей.

4. Влияние примесей на кинетику рекристаллизации - весьма сложная

а) скорость зарождения - 0,027 % на Ag к меди (99,999%) увеличивается в $2 \cdot 10^4$ раз. Аналогичное действие оказывают и легирующие P, As и Cd.

б) скорость роста - 0,01 % на примеси к меди медному Li приводит к замедлению роста зерен в 10^4 раз. При этом резко возрастает R с 25 до 70 км/м.с.

5. Влияние легирующих на степень возврата свойств после рекристаллизации

Знано - выжженное железо деформированное на 10% не рекристаллизуется при отпуске вследствие сильной полиморфизации при 250°C . Добавка 0,003 % C приводит к восстановлению способности к рекристаллизации. Аналогичное влияние оказывают малые добавки Li к зольно-дисперсионному алюминию.

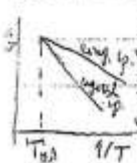
6. Влияние легирующих на текстуру рекристаллизации - поскольку легирующие изменяют текстуру деформации, они влияют и на текстуру рекристаллизации. Для легирующих влияют и на анизотропию скорости роста зерен при рекристаллизации.

Л17 (продолжение)

а) Визуальное исследование деформации - так текстура прокатки чистой меди с увеличением степени деформации приближается к системе $\{112\} \langle 111 \rangle$ с осевыми следами $\{100\} \langle 001 \rangle$, который и развивается в ходе первичной рекристаллизации ($\sim 100^\circ$ при $\varepsilon = 95\%$ и 870° добавки в медь Zn, Sn, As и др. приводит к развитию при прокатке

а при рекристаллизации кубической текстуры вытесняется текстурой $\{112\} \langle 211 \rangle$. В обоих случаях текстура рекристаллизации получается вращением первонач. зерен вокруг оси $\langle 111 \rangle$. На угол от 25 до 40° , в частности зерна сдв. системы $\{100\} \langle 001 \rangle$. Осевые направления деформации листов с 14% релаксацией приводят к вытеснению двойной аксиальной текстуры $\{100\} \langle 211 \rangle$ с кубичной текстурой $\{211\}$. Анизотропия Sn добавками Zn, Cu, Bi приводит не только к изменению соотношения $\{100\} \langle 111 \rangle$ и $\{100\} \langle 211 \rangle$ и даже к началу деформации, но и более сильную изначальную текстуру рекристаллизации $\{100\} \langle 111 \rangle + \{211\}$.

б) Визуальное исследование скорости роста - Ост и Виттер в 1959 г. показали, что добавка $6 \cdot 10^{-3}\%$ Sn в свинец уменьшает G первичных балликулярных границ более чем в 10^3 раз. Наоборот, границы частичного сгорания порошка железа диффундируют к преимущественно Sn для Zn. Минимум в зоне растяжки R наблюдается после выжига при 300°C раскаты текстуры, а при добавках Sn от $5 \cdot 10^{-4}$ до $4 \cdot 10^{-3}\%$ наблюдается текстура соответствующая первонач. кристаллу на $30 \div 50^\circ$ вокруг оси $\langle 111 \rangle$ или 28° вокруг оси $\langle 100 \rangle$. При соотношении от $0,5$ до $10 \cdot 10^{-3}\%$ Sn относительные ориентации зерен вновь становится произвольными. Визуальное исследование кубической текстуры рекристаллизации характерно для Cu 99,999% ($\varepsilon = 95\%$, 300° , добавка $0,0025\%$ Sn P дает более раскаты текстуры рекристаллизации. После выжига медь очень сильно добавками (мг. 10^{-4} до $10^{-3}\%$ Sn или $5 \cdot 10^{-3}\%$ As и др.) создает выжику кубическую текстуру рекристаллизации. Визуальное исследование на зоны n , T_{02} $1/T$



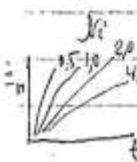
Повышение температуры выжига приводит к выравниванию скорости роста разных типов границ. Минимум при высоких температурных текстурах наблюдается

7. Визуальное легирование на релаксацию напряжений и ползучесть

а) Визуальное легирование на релаксацию напряжений - Востокон, через визуальное исследование на термическую активируемую подвижность дислокаций

б) Визуальное легирование на ползучесть с возвратом - легирование снижает

степень деформации, соответствующей стадии усталости, при n или ползучести. Уменьшается и скорость ползучести на второй стадии. Эффект легирования на скорость усталости уменьшается сильнее чем визуальное легирование на диффузионную подвижность вакансий. Минимум описан выше связан с задержкой перемещения дислокаций, как за счет образования атмосфер, так и за счет снижения ЭДУ. Первый механизм существенно зависит от температуры, так как энергия взаимодействия вакансий с дислокациями не очень велика. Эффективность снижения ЭДУ зависит не только от легированного элемента, но и от атомарного строения основы. В свинце на основе диамантинов (Cu, Ag и др.) ЭДУ слабо зависит с температурой ($\frac{1}{\sigma} = \text{const}$) и поэтому легирование снижающее ЭДУ весьма сильно энергично ползучести при высоких температурах. В сплавах на основе ферритов (Co) зависимость $\gamma(T)$ более сильная, чем в диамантинах, но все же легирование снижает ЭДУ за счет уменьшения деформации скорости усталости, ползучести. Как и в случае балликулярной структуры в сплавах на основе меди (пример сплава 18-8). Знать зависимость $\gamma(T)$ весьма важна, так как скорость ползучести зависит от температуры ($\Delta H_n = 75 \text{ кДж/моль}$). Углеродная n при ползучести определяется соотношением $E_n = E_0 - \alpha E_0 \varepsilon$, где α - атомный конст. р-ного элемента, E_0 - деформация ползучести; E_0 - минимальная деформация.



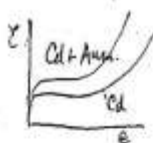
118 - Изменение структуры и свойств при поверхностном легировании

1. Роль поверхности реальных металлов в формировании комплекса физико-механических свойств.

- а) эффект Коффе А.Ф. (1920 г.) - повышение прочности кристалла NaCl ($\sigma_s \rightarrow 180\%$) при растяжении в насыщенный р-р NaCl, вследствие растворения поверхностных слоев с микродефектами.
- б) эффект Рейндера П.А. (1926 г.) - повышение прочности кристаллов при деформации в среде, содержащей поверхностно-активные вещества. Они изредка вытесняют на поверхность и адсорбируют на основном трении. Развивается компрессионное давление.
- в) эффект Роско Р. (1934 г.) - повышение прочности металлических кристаллов при их легком окислении. Окисная пленка (<20 атомов) на поверхности монокристаллической проволоки Cd увеличивает σ_s на 50%; с увеличением толщины пленки до 1200 атомов σ_s увеличивается на 100%; затем спад. После снятия пленки с поверхности поликристалла (цинковой, спеченной раскисленной и-тп) σ_s повышается до нормальной величины. Роско предположил, что повышение прочности обуславливается заглаживанием субмикроскопических трещин с помощью пленки, аналогично эффекту Коффе А. Коттрелл подтвердил на Cd и установил на Zn и Al (Титановые) повышение σ_s , но в более высокой степени зависящее от характера кривых "напряжения - деформация" и $\theta = \frac{\sigma_s}{\sigma_0}$. Рид - на монокристаллической проволоке более быстрое повышение σ_s с увеличением θ и кривая барьер - заметное аналогичное кратковременное задерживание обрыва при сдвиге окисного слоя. Кин - обнаружил возрастание напряжения двойникования монокристалла от окиса (30%) и гидролиза. Паркер - заглаживание микротрещин при поверхностном окислении Al, Cu и Zn, Cd (Рид).

2. Влияние металлических пленок на механические свойства металлов

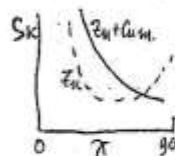
Хромовое покрытие на ст. 30Х существенно снижает σ_s , ψ и σ_k по мере утолщения пленки, т.е. снижается, т.е. предел усталости σ_0 ; действует как контактный катализатор коррозии. На долговечность оно, наоборот, может быть полезным. Механизм не всегда ясен.



а) критическое напряжение сдвига τ_c - Кит установил, что пленки Au от 1500 до 2400 Å повышают τ_c моно-Cd; Уилман и Рид - некие пленки на моно-Zn, Pb и Sn имеют аналогичный эффект. Уилман - изучал влияние более толстых слоев на монокристаллы; $M+Se \rightarrow \tau_c \uparrow$.

б) деформационное упрочнение θ - по кривым растяжения (1200 Å Au/моно-Cd); по Холмскому, снижается при мартенситном превращении на краевой деформации; по Уилману, растяжение θ снижается.

в) деформация двойникованием - Уилман - 5000 Å Cu/моно-Zn напряжение двойникования возросло от 40 до 100%; ширина двойников уменьшилась.



г) разрушение - Уилман 3000 Å Cu/моно-Zn снижает напряжение разрушения; Кит установил, что эффект сильно зависит от ориентации монокристаллов (см. рис.).

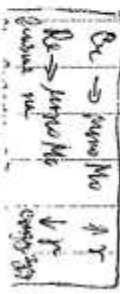
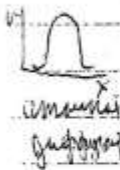
д) ползучесть - результаты неясны и зависят от механизма диффузии.

е) усталость - на поликристаллах плакирование вторич Al снижает σ_0 , а Cu - увеличивает.

ж) Механизм влияния поверхностных пленок - Брем и Эванс показали, что на границе раздела пленка - кристалл образуется сеть дислокаций, которая взаимодействует с дислокациями, возникающими из источников внутри материала. Перемещение дислокаций внутри поликристаллической пленки затруднено. Под поверхность плакированного кристалла возникают скопления дислокаций и внутреннее напряжение затрудняющее работу скоплений дислокаций. Приложение напряжения должно возрастать с увеличением θ до тех пор пока заблокированные дислокации не пройдут через поверхностную пленку. Ситуационные условия возникают тогда, когда скорость прохождения дислокаций через пленку становится равной скорости генерации дислокаций внутри кристалла. В результате растяжения σ_s , а упрочнение наступает при более высоких напряжениях.

3. Изменение свойств металла при поверхностном легировании

Способы поверхностного легирования - диффузия, имплантация, сосаждение



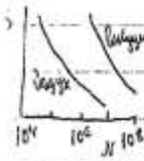
а) Критическое напряжение сдвига - Роу (1957 г.) установил, что ко-мо-Си (69,1% Si, 30,9% Cu) мало изменяет свойства, но, после диффузии на глубину $3 \cdot 10^{-3}$ см, предел текучести σ_s на ~50%, что соответствует уровню σ_s монокристалла сплава Си-9,5% Ag.

б) Форма кривых напряжения деформации - Адамс (1958 г.) изучал монотонные С с различной концентрацией Zn в поверхностном слое (на растяжение). При небольшой концентрации Zn после небольшой деформации легкой деформации и обрыва при 200°C наблюдалась площадка текучести (как монокристаллы латуни той же концентрации). При более высоких концентрациях Zn на поверхности сплавился больше, чем Zn в объеме кристалла, и площадка текучести исчезает, но поверхностный слой продолжает деформироваться валь ввиду дислокаций и упругие свойства сохраняются частично. Поэтому эффект повышения концентрации Zn в поверхностном слое постепенно снижается.

в) Скорость ползучести - Харкер (1951) исследовал влияние тонкого Si покрытия на $\dot{\epsilon}$ монокристаллы. В результате диффузии возник на поверхности слой, а скорость ползучести уменьшилась в 7 раз. После удаления пленки восстановилась исходная скорость. Опыт с монокристаллами Zn не дал заметного эффекта.

г) Электрические и магнитные свойства - электропроводность при высоких температурах (эффект Крамера). Влияние на энтропическую (эффект Крамера).

4. Влияние среды на свойства



а) Коррозионная усталость - одновременное действие внешнего циклического напряжения и коррозионной среды. Изменение усталостных характеристик при испытании образцов в вакууме. Снижение усталостной прочности под действием коррозионно-активной среды (напр. морской воды). Лучшим средством против коррозионной усталости является покрытие защитными слоями, а не сплавом с инертными элементами.

б) Фреттинг-коррозия - относится к элону, редукционному коррозионной усталости. Она возникает между двумя поверхностями, движущимися относительно друг друга, и представляет собой процесс удаления продуктов коррозии с поверхности; она свойственна фрикционной передаче энергии между поверхностями.

а) Поверхностно активные вещества и электролиты - развитие эффекта Фреттинга ползучести Pb, Sn, Cu при контакте в парафиновой ванне, знающие было увеличивалось при добавлении малых количеств ПАВ. Скорость разупругения зависит от концентрации ПАВ и длины активной пленки. Электролиты также влияют на механические свойства металлов. При приложении потенциала между образцами и электролитом ползучесть увеличивается. При установившейся скорости ползучести в зависимости от величины концентрации на поверхности электролитическую кинетику. Всплывание показало развитие эффекта Фреттинга.

2. Коррозионное растрескивание (коррозия под напряжением) - разрушение

которое происходит при одновременном действии напряжения и коррозионной среды. Отличие механических свойств (критических и длительных) в вакууме и на воздухе. Разрушение может быть транскристаллитным, но чаще интеркристаллитным. Характер разрушения напряжение так меньше, чем больше размер зерна.

Разрыв от окислительных и стальной с 0,2% деформацией. Роль σ_d (скорости деформации) материалов высшего качества резко разрушаются от коррозии под напряжением.

Распространение трещин имеет прерывистый характер (1 см/сек до 1 см/ч) эти скорости зависят от скорости механического разрушения, но больше, чем скорости коррозии. Аналитическая зависимость - при медленном росте трещины $\Delta l \sim (\Sigma A^2 E) / K^2$. Коррозия под напряжением в среде жидкого металла - потравление поверхностный слой.

119. Физические основы химико-термической обработки

1. Изменение структуры поверхности металлов при диффузионном насыщении

а) полимеризация при диффузии - Баллупа наблюдал при взаимодействии Si с Zn , Pb и Fe (Кристалл); Fe в H_2O (Лермонд, Кассиди); Fe-Si

а) Образование фазовых слоев при интердиффузии - наблюдается при диффузии P в Si при нагреве за счет взаимодействия компонентов

б) рекристаллизация при диффузии - наблюдается при взаимодействии Si с N (Лермонд, Кассиди); W-Fe (Лермонд, Кассиди) и др.

б) разрушение при диффузии Ga в Al и алюминиевые сплавы

в) возврат при отжиге рекристаллизованных металлов в среде - за счет диффузии происходит уменьшение выводов при отжиге тугоплавких металлов в среде Fe ; изменение параметров рекристаллизации при отжиге Si с Fe в окислительной среде

г) распад твердого раствора возникшего при диффузии - если $c_0(T)$ достигнет своего максимума с температурой, то после охлаждения возникнет пересыщенный раствор P-Fe , который может распасться при более низкой T (полюс Fe-Si)

2. Реактивная диффузия (реакционная д.) - сопровождается образованием и ростом новой фазы (карбиды при цементации; нитриды при азотировании; интерметаллиды при диффузии - титанирование, алюминирование, хромирование, цинкование, лужение и др.)

а) образование новой фазы - в простейшем случае возникает лишь одна фаза AmBn по D. A. процессу: $\text{A+B} \rightarrow \text{A/B} \rightarrow \text{A/A}_0\text{B/B}_0 \rightarrow \text{A/A}_0\text{Bn/Bn}_0$ - новая фаза возникает лишь после достижения предела растворимости в результате перестройки кристаллической решетки. по B. Z. Вулканову: $\text{A+B} \rightarrow \text{B} \rightarrow \text{A/A}_0\text{Bn/Bn}_0$ - новая фаза возникает сразу в результате хемосорбции, независимо от взаимной растворимости металлов; действующий механизм: $\text{A} \rightarrow \text{A}_0$ - Островковое образование зародков и их фазовый рост пока не образуется сплошной пленки

б) рост новой фазы - происходит путем диффузии одного из компонентов через плоскость Вулканов, что соответствует диффузионному компоненту при данной температуре. процесс идет по обеим границам плоскости и что gradient концентрации постоянны, согласно закону Фика $I = -D \frac{\partial c}{\partial y}$ и II закон Фика $\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial y} \left(D \frac{\partial c}{\partial y} \right)$ получаем $y^2 = \frac{2}{a} D c \Delta T = K(t - t_0)$ где y - толщина слоя; D - коэффициент диффузии; a - коэффициент с размерностью концентрации; $K = K_0 \exp(-E/RT)$; E - энергия активации диффузии

в) превращение в новой диффузионной фазе - когда она не является стабильной при $c_0(T)$ распад пересыщенного твердого раствора при охлаждении - если в новой фазе $c_0(T)$

полиморфные превращения -

3. Изменение свойств в результате реактивной диффузии - быстрое, чем при насыщении на поверхность металлического слоя и чем при диффузионном насыщении.

а) изменение общей пластичности и прочности - хрупкий пов. слой эквивалентен надрезу при растяжении - предельное растягивание - вроде как при каждом цикле нагрузки пластичность металла изменяется в зависимости от толщины слоя, как от глубины надреза. роль величины и знака поверхностных напряжений весьма существенна

б) изменение усталостной прочности - лучшие результаты в солевом скакочном испытании $20 \times 2 \text{ H4A}$ (до ХТО $\sigma_w = 35 \text{ кг/мм}^2$); после ХТО до 0,5% в пов. слое $\rightarrow \sigma_w = 50 \text{ кг/мм}^2$; после химико-термической обработки повышается на 100% $\rightarrow \sigma_w = 100 \text{ кг/мм}^2$; лучше и короче усталостный ресурс

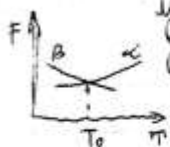
в) изменение износостойкости - основная цель ХТО

г) изменение электрических и магнитных свойств - более сильные ток при авто. насыщении

1.20 Изменение структуры и свойств при полиморфном превращении по нормальному механизму

44
сложно
объяснить

Полиморфизм - способность твердых тел существовать в нескольких кристаллических модификациях - распространяемое явление в металлах и сплавах. Известно в основе термической обработки сталей железа, титана, циркония, урана и др. С: понижением температуры; ковалентные \rightarrow ГПУ или ГЦК \rightarrow ОЦК; исключение Fe



1. Скорость образования центров новой фазы: атомокинетический подход Либса

$$A(V) = \Phi(V) - V \frac{\Delta H}{v}, \text{ где } \Delta H = h' - h'' \text{ - разность энтальпий; } V = nv - \text{объем кристалла}$$

v - объем на одну частицу (атом) этой фазы; $\Phi(V)$ - поверхностная энергия

$\delta \Phi(V) = 0$ при $\delta V = 0$ условие равновесия при форме кристалла с мин. пов. энергией

Равновесная форма кристалла должна соответствовать условию Либса-Вульфа-Кора:

обладать минимальной поверхностной энергией при постоянной массе и T

$$\left(\frac{\delta \Phi(V)}{\delta V} \right)_{V=V_k} = \Delta H = \frac{2\sigma_k}{h_k}, \text{ где } \sigma_k = \frac{1}{2} \frac{\Delta H}{v_k} \text{ в уравнении Максвелла-Либса}$$

Работа образования равновесного кристаллического зародка $A_k = \frac{1}{2} \Phi_k = \frac{K v_k^2}{2 \Delta H}$

а) Флуктуационная теория образования зародков (Вольф 1926) базируется на теории

Эйнштейна флуктуационных флуктуаций $N = N_0 \exp\left(-\frac{A_k}{kT}\right)$. Экспериментально

при исследовании $N(T)$ в широком интервале установлено наличие макс.

это связано с разн. диффузионной подвижностью атомов в кристаллах

Оконтинентально $N_0 = C \exp\left(-\frac{U}{kT}\right) \exp\left(-\frac{A_k}{kT}\right)$, где C - константа флуктуаций

б) зависимость скорости образования зародков от времени - теория (1942)

Зельдовича о роли нестационарности $N_0 = N_0 \exp\left(-\frac{E}{kT}\right)$

Теория Абрама о роли перегрева N_0 числа потенциальных мест зарождения N_0

$N_0 = N_0 \exp\left(-\frac{U}{kT}\right)$; Оконтинентально зависимость $N_0 = N_0 \frac{V_0}{V} \exp\left[-\frac{U}{kT} - V_0 \exp\left(-\frac{U}{kT}\right) \left(1 + \frac{U}{kT}\right)\right]$

2. Скорость роста центров новой фазы - для нормального превращения - термический анализ

а) изотерм $G = \frac{\Delta \Phi}{kT} \frac{\Delta H}{\Delta x} \approx \frac{\Delta \Phi}{kT} \frac{\Delta H}{\Delta x}$ реализуется при больших перепадах температур

б) диффузионный - роль структурного фактора $\alpha = \frac{A_d \Delta H}{4 \pi \sigma v}$ $G \sim \Delta T^2$

в) флуктуационный $G = \frac{K_1}{\Delta H^2} \exp\left(-\frac{K_2}{T}\right) \exp\left(-\frac{K_3}{\Delta H}\right)$ по Ситгерману и Каммингу $G \sim e^{-\frac{K}{T \Delta H}}$

только в очень согревающих изотермах и при отсутствии объемного эффекта

3. Общая (объемная) скорость полиморфного превращения $X = 1 - \exp(-Bt^n)$

Общая скорость превращения зависит как от скорости зарождения, так и роста

Аналитические решения Закаса (1930...) и вероятностный подход Коллинсона (1935)

Буде применимы, полученные Абрама (1939-1941...): $n = 1 \div 2$ для одномерного случая (проволока); $n = 2 \div 3$ для двумерного случая (лист); $n = 3 \div 4$ для объемного случая

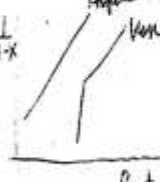
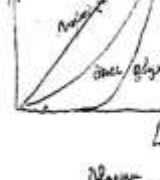
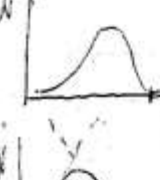
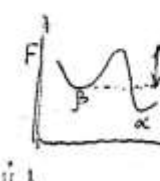
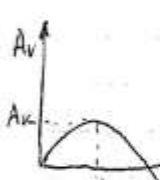
Экспериментально установлено отклонение от зависимости вида $1 - X \sim t^n$ в лат. и ферритический анализ Канала - учитывает роль границ зерен в зарождении

4. Влияние полиморфного превращения по нормальному механизму на структуру и свойства

осаждение изменений структуры и свойств как при реорганизации атомов, так

при перекристаллизации. Изуча взаимосвязь структуры (в см. Fe-Ki)

Значит, структура изменяется не всегда (структура - характеристика состояния)



аллотропия (у химических элементов) - понятие более широкое или
полиморфизм, т.к. относится не только к кристаллическим фазам (напр. O_2)

4/4а
обор.

① эпитаксиальные превращения - термодинамически односторонние превращения (при T_0)

например $\beta Sn \rightarrow \alpha Sn$

монотропные превращения - необратимые полиморфные превращения ($T_0 > T_{пл}$)

например $\beta Ga \rightarrow \alpha Ga$ и $\gamma Ga \rightarrow \alpha Ga$; $AlNi_3 \rightarrow \gamma AlNi_3$

метастабильность старой фазы по отношению к новой равновесной

- обеспечивается наличием энергетического барьера (напр. βSn)

Зародки новой фазы - наименьшая частица новой фазы способная к
самостоятельному росту (критический размер атомного ядра)

max

[illegible][illegible]

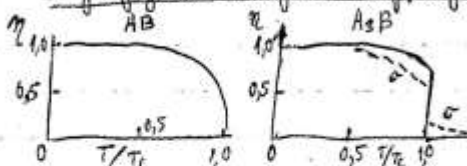
4. Массивные превращения - при определенной скорости охлаждения в бинарных системах (Cu-Al, Cu-Zn, Cu-Ga, Ga-Ge и др.) образуются равновесные кристаллы твердой растворимости, т.е. непересыщенные кристаллы. При этом кристаллы образуются в виде дисперсных фаз в кристаллической матрице. Массивные превращения происходят в кристаллической матрице. Массивные превращения происходят в кристаллической матрице.

3. Сверхпластичность влечет также переформирование при деформации вала. То изменение формы может происходить в результате направленного роста зерен. При этом происходит удлинение вала. То при наличии внешней нагрузки происходит и сверхпластичность. Таким образом, в процессе работы вала происходит изменение его формы.

- ① по Г.В. Курдюмову, мартенситное превращение заканчивается в закономерной перестройке решетки, при которой атомы не смещаются местами, а лишь сдвигаются на расстояния, не превышающие межатомные [Г.В. Курдюмов - МетФ, 18, 23, 1948].
- ② ~~сверхпластичность - свойство твердых материалов сильно и равномерно уменьшаться деформироваться без разрушения. Обусловлена атомы все взаимными физическими, которые определяют пластичность, однако в этом случае не происходит упрочнения материалов. Проявляется случай при сдвигании по границам на линии скольжения.~~
- ③ Ориентировка Курдюмова - Зенка наблюдается во всех углеродистых, марганцевых, никелевых сталях 18-8 и других сталях, а также в марганцевых и хромистых сталях на основе железа. В железо-никелевых сплавах (27-30% Ni) - никельна /1937, [011]Fe || [111]Ni, а в никелевой стали (0,8% C и 22% Ni) - никель [7, 17, 18] || [5, 10, 11] Fe. Гренишман и Тривно (1949), эта ориентировка проявляется между K-3 и H

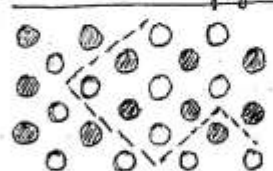
1.22 - Изменение структуры и свойств при упрочнении твердых растворов
 Записи, выполненные упрочнением, обнаружены экспериментально еще в 1914 г. (Н.С. Курнаков).
 В 1919 г. Милман Г. - связал эти явления с порожками атомов в решетке: С 1928 г. (Корень-Бран-Ван
 Вейн (1923 г.), Уолленберг и Линде (1925 г.) рентгеном +

1. Упрочнение второго и первого рода - ①



предлагают ступень упрочнения, процесс упрочнения является фазовым переходом I рода.

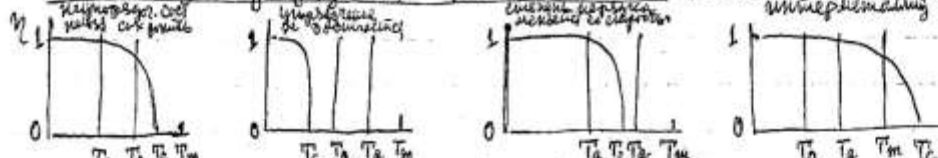
2. Ближний порядок и антиферромагнитные фазы - Бюте ввел понятие „ближний порядок“ для обозначения ряда атомов, физических свойств упрочн. сплавов



состав	ближний порядок	длинный порядок
стех. $C_A = C_B$	$\eta = 2P - 1$ $0.5 \leq P \leq 1$ $0 \leq \eta \leq 1$	$\sigma = 2P - 1$
нестех. $C_A \neq C_B$	$\eta = \frac{P_A - 1}{X_A} = \frac{P_B}{X_B}$	$\sigma = \frac{q - q_H}{q_H - q_H}$

P - число (доля) атомов, занимающих места в своей подлattice; q - число (доля) атомов, находящихся в узлах узла

3. Кинетика упрочнения в реальных сплавах - разнообразием сплавов и температур



T_m - температура плавления; T_c - температура упрочнения; T_a - температура, ниже которой равновесие не достигается при изотермической выдержке; T_g - температура, выше которой равновесие устанавливается при любой скорости нагрева (по Врелу-Вильямсу, 1935 г.)

Эти данные теория в $\frac{d(\eta_0 - \eta)}{dt} = \frac{1}{\tau} (\eta_0 - \eta)$ упрочнение происходит одновременно во все объеме со скоростью, определенной уравнением:

$\tau = \tau_0 \exp(Q/RT)$ τ - время релаксации сплава (время, за которое η в e раз); $\tau_0 \approx 10^{-12}$; Q - энергия активации обмена атомов

В сплавах с выделением - изменяется концентрация Q - оставшееся сохраняется; в сплавах упрочнения I рода приходится учитывать три вида τ : зарождение доменов, рост доменов и приспособление, уменьшение преобразованности доменных границ

а) кинетика упрочнения сплавов нестехиометрического состава -

Для сплавов, у которых процесс упрочнения является фазовым переходом I рода можно рассмотреть кинетику упрочнения на основе представлений Френкеля. Энергия активации, необходимая для возникновения флуктуации состава (приближающейся к стехиометрическому составу) из n -атомов на грани или $nW = n[\Phi_s - \Phi - (x'_s - x')\Phi]$, где x'_s и x' - концентрации, выраженные в атомных долях, соответствующих стехиометрическому и среднему составу сплава $N = K, \exp(-Q/RT) \exp(-nW/RT)$ - скорость образования областей зон где Q - энергия активации диффузии упрочненного сорта атомов.

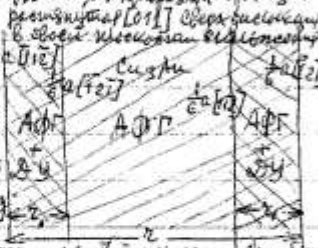


1.2.2 (продолжение)

4. Механические деформации упорядоченных сплавов при различных температурах

Вспомогательная $\sigma_{\text{изм}}$ (упр.) изотермическая обработка кривой деформации с упорядочением (упр. $\sigma_{\text{изм}}$) вносит элемент линейного упорядочения, добавляя высшее значение $\sigma_{\text{изм}}$. Механические свойства "перелом" оси разбросаны и точные данные отсутствуют.

а) Сверхдислокации в упр. сплавах - при дислокации, образованные при деформации, остаются АФТ после себя. При этом дислокации "сверхдислокации" в сплав с высокой упругой прочностью. Дислокации сверхдислокации при этом содействуют сверхдислокации. При этом дислокации сверхдислокации при этом содействуют сверхдислокации.



б) Температурная зависимость механических свойств в упорядоченных сплавах

Для большинства упр. сплавов (CuZn , NiZn , FeZn и др.) зависимость механических свойств от температуры $\eta = 0.7 \div 0.4$ (механические свойства CuZn и др. от температуры ниже T_c при $\eta > 0.9$) при высоких температурах сверхдислокации перемещаются в упр. сплавах при этом перемещаются. Свойства упорядоченных сплавов β -сплав в упр. состоянии в 2-3 раза выше, чем в неупр. состоянии.

в) Зуб текучести в упорядоченных сплавах - в упорядоченных сплавах зависимость текучести и локальной деформации от температуры. При этом упорядоченные сплавы в упорядоченном состоянии имеют более высокие значения текучести, чем в неупорядоченном состоянии.

5. Возврат и релаксационная деформация в сплавах разупорядоченных деформации

а) Разупорядочение при холодной деформации - с увеличением ϵ увеличивается количество дислокаций ($\epsilon \rightarrow \delta$) и увеличивается количество разупорядочения. При этом зависимость энергии в сплаве разупорядоченном при деформации неслучайна.

б) Возврат - при нагреве сплавов разупорядоченных деформации возврат происходит. При этом возврат происходит при более высоких T , чем в неупорядоченных сплавах. Однако, в сплавах FeZn , FeCo и FeNi наблюдается аномально низкое значение возврата, что связано с особенностями их структуры.

в) Релаксационная деформация - явление, при котором при постоянной температуре происходит изменение механических свойств сплава. Однако, в сплавах NiAl релаксационная деформация происходит при более высоких температурах, чем в других сплавах.

$$G = \frac{\partial \sigma}{\partial T} \frac{\partial F}{\partial x} \approx \frac{\partial \sigma}{\partial T} \frac{\partial F}{\partial x} = \frac{\partial \sigma}{\partial T} \cdot \frac{1}{\Delta x} (\Delta F_{\text{уп}} + \Delta F_{\text{дис}}) = \frac{\partial \sigma}{\partial T} \frac{\Delta F}{\Delta x} (1 + \Delta E_{\text{дис}} - T \Delta S_{\text{дис}})$$

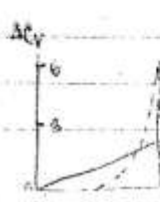
таким образом зависимость $G(T)$ более сложна, чем в неупорядоченных сплавах. Величина G при низких температурах, соответствующих более высоким значениям G .

6. Изменение физических свойств при упорядочении сплавов

а) Электрическая проводимость и теплопроводность - возрастает за счет упорядочения. Не должно быть резкого обратного эффекта.

б) Магнитные свойства - в ферромагнитных упорядоченных сплавах возрастает намагниченность по сравнению с неупорядоченным состоянием. Однако, она зависит от температуры.

в) Термодинамические свойства - существенно изменяются магнитосопротивление и теплоемкость сплава. В сплавах CuZn упорядочение приводит к тому, что эффект Каллау, при этом сплав не существует. При этом упорядочение приводит к тому, что эффект Каллау не существует.



① В Fe₃N сверхдислокация формируется из дислокаций $\frac{1}{2}a \langle 111 \rangle$ (нормальных) дислокаций, для того чтобы после сжатия сохранялись равновесные связи $\frac{1}{2}a \langle 111 \rangle$ и $\frac{1}{2}a \langle 111 \rangle$. В этом случае энергия дефекта упорядочен Γ тем больше, а ширина дислокации соответственно меньше ($\tau \approx 1200 \text{ Å}$ для дислокации), что не очень выгодно (исходя из принципа минимизации энергии), что на самом деле и наблюдается. Такие сверхтонкие шлоны относятся к типу; при электронно-микроскопическом исследовании тонких фольг видны следы поперечного сжатия дислокаций.

Сверхдислокация при своем движении взаимодействует с дислокацией сдвинутой. Коттрелл рассчитал коэффициент $\tau_0 = \frac{1}{2} \left[\frac{1}{1 - \alpha} \left(\frac{d}{2} \right) \right]$ в зависимости от величины d дислокация и толщины АФГ-а ($\alpha \approx 6$ для дислокации фактора). Кривая $\tau_0(d)$ имеет максимум при $d \approx 2d$ и $\tau_0(2d) = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{1 - \alpha} \right)$. При малых значениях d соотношение уменьшается в упругоупругом режиме, а при больших d количество энергии, в которой дислокация вызывает разупорядочение, уменьшается. Но Брукс для Cu₃Al τ_0 при $d = 50 \text{ Å}$

② Для объяснения высокой скорости деформационного упрочнения в сплавах типа Cu₃Al было предложено две механизмы основанные на кинематике и кинетике сверхдислокаций

1) модель трубок антифазных границ (АФГ) - J.A.S. Vitek, L.N. Brown - Phil. Mag. 7 (1967) 1167.

Эти трубки возникают при деформации за счет образования (non-aligned jogs) на сверхдислокациях. Средняя энергия трубок АФГ не зависит от энергии АФГ, а коэффициент упрочнения $\frac{d\sigma}{d\epsilon}$ не зависит от температуры.

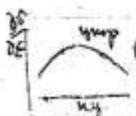
2) модель кубического фактора окисления - [2] A.H. Kottrell, H.G. Fildes - Trans. AIME, 224 (1962) 532;

[3] N.S. Stoloff, R.G. Davies - Prog. Mater. Sci., 13 (1969) 1. Предполагается образование сегментов винтовых дислокаций из дислокаций $\langle 111 \rangle$ и $\langle 010 \rangle$. Коэффициент упрочнения $\frac{d\sigma}{d\epsilon}$ зависит от температуры, так как некоторое соотношение винтовых дислокаций энергетически активизируется. С другой стороны от температуры зависит и сопротивление перемещению дислокаций в плоскостях куба. При низких температурах сопротивление больше и увеличивается в образовании сегментов конфигураций, а при высоких температурах сопротивление низкое и поперечно-сдвигающая дислокация способна перемещаться в плоскостях куба (см. [3] R.G. Davies, R.E. Smallman - Acta Metall. 23 (1975) 73).

дисперсионная линия изотерма была предложена рядом авторов:

[4] E. Kikumoto, J.F. Pope - Phil. Mag. 34 (1976) 593 на монотонных Cu₃Al упрочняющих температурной зависимости $\frac{d\sigma}{d\epsilon}$ с двумя максимумами (первый при 300 K) это не вписывается в модель трубок АФГ, но согласуется с моделью кубического фактора окисления. С этой моделью согласуется и ориентационная зависимость $\frac{d\sigma}{d\epsilon}$ Коэффициент деформационного упрочнения является возрастающей функцией N Минковского фактора отношения $[101](010)/[101](111)$ но виртуально не зависит от M Минковского фактора отношения $[011](111)/[101](111)$. N является мерой сдвигающего напряжения, которое активирует поперечное сжатие дислокаций из плоскостей $\langle 111 \rangle$ в плоскостях $\langle 010 \rangle$, а M связано с напряжением сдвига, которое вызывает сдвиг дислокаций.

[5] R.G. Morris - Metall. Trans. A, 7 (1975) 937 изучал образцы Cu₃Al с различным соотношением упрочнения ($\alpha = 0 - 0,9$) при комнатной температуре. При малых α (от 0 до 0,4) $\frac{d\sigma}{d\epsilon}$ одинаково и в фазе видны только группы дислокаций. F.A. Mohamed - On the work-hardening coefficient of Cu₃Al - Materials Science and Engineering 13 (1981) 79-80 установил, что в неупорядоченном состоянии поперечное $\frac{d\sigma}{d\epsilon}$ не зависит от T .



- ③ 4. Двухфазные превращения - предполагают наличие полиморфного превращения
одной из фаз; а) При медленном охлаждении диффузионное превращение
(медленно сдвигается \rightarrow перлит) происходит кинетически и морфологически как
двухфазный процесс (недоукомплектованная дисперсия состоящий α -Fe, Fe₃C)
б) При средней скорости охлаждения - в системе Fe-C \rightarrow троостит \rightarrow бейнит
в Si-сплавах \rightarrow массовое превращение \rightarrow образование массивной фазы

дополнительные заготовки термиче связаны с термиче возросшей поверхн. разгара.

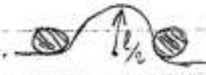
2) Упругие деформации вокруг частиц выделения - (напряжения деформации, различные коэффициенты термического расширения) - упругий/пластичный разор частиц существенно сказывается на их росте/распространении между частицами.

3) Форма частиц - выделение количества классической системы преобразования частиц с даткой обтекания (мин. дуга сфера \rightarrow диск \rightarrow чаша дуга (чаша-купол))

4) Разупрочнение двухфазных сплавов - зависит от к-та, распределения и свойств фаз

а) возврат - отжили и накалили стадии полимеризации слабо зависят от накали. второй фазы (пример, возврат шпунты дуги в сплавах Fe-C ($0,01 \div 0,05\%$))
поздние стадии полимеризации (субструктура изотопов) подвержены к дисперсии фазы

б) рекристаллизация - при накали. происходит стабилизация свойств второй фазы по границам зерен \rightarrow интенсивная структура в ВТ - типич. для металлов.
дисперсные частицы - объектом образования центров, но замедляют их рост $G_{gr} = G_0 \left(1 - \frac{2\gamma_k}{r}\right)$, где r_k - радиус фазового зерна



5) Сверхпластичность двухфазных сплавов - в сплавах с твердыми и мягкими компонентами с развитой поверхностью межфазных границ в определенном интервале температур () и скорости ($\dot{\epsilon}$)

6) Другие физические свойства двухфазных сплавов - зависимость фазы от состава

а) электропроводность - Максвелл (1873г.) $\rho = \rho_0 \left[\frac{2\rho_1 + \rho_2 + c_1(\rho_1 - \rho_2)}{2\rho_1 + \rho_2 + 2c_1(\rho_1 - \rho_2)} \right]$ где ρ_0 - матрица; ρ_1 ($c_1 = 0,05$) - сферические включения; Бухер (1915г.) - эмпирическое уравнение Лихтенберг (1924г.) $\rho = \rho_1^m \rho_2^{1-m}$, где m - эмпирический коэффициент концентрации; Пегельский (1937г.)

Максимальная проводимость - Фитсджеральд $\sigma = c_1 \sigma_1 + c_2 \sigma_2$; Алоисов $\rho = c_1 \rho_1 + c_2 \rho_2$ разнот.

б) теплопроводность - Эйкен (1912г.) использовал анализ Максвелла для теплопроводности

А. Лихтер (1965г.) провел подробный анализ

в) магнитные свойства - ферромагнитные: намагниченность J_s ; магнитная проницаемость μ

парамагнитные: точки Кюри T_c ; коэрцитивная сила H_c ; магнитная проводимость μ

2) мех. св-ва - зависят от расположения и формы кристаллитов в сплаве. Если электропроводность фаз близка, зависимость гадс от объема фазы. почти линейна

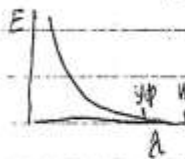
① а) Распределение частиц - Хрупкая фаза распределена по границам пластичной фазы приводит к общему охрупчиванию (Сн-Fe, Mn-Fe)
Хрупкая фаза (с более высокой σ) распределена внутри зерен может упрочнять сплав не вызывая охрупчивания (например, перлит \rightarrow патентирование)
Если обе фазы пластичны то поведение промежуточно

ж) Упрочнение патентированных сталей холодной деформацией - наиболее глубокое
Суть процесса патентирования - после аустенизации заготовки пропускают через свинцовую ванну ($T = 500 \div 450^\circ\text{C}$) \rightarrow всякая тонкая перлит
затем подвергают холодной пластической деформации (обычно вальцовке)
до высоких степеней

124 - Радиационные повреждения в металлах

Открытие Х. Мули (Рейланд 1895г.) и радиационности (А. Беккер 1896г.) - α, β, γ - излучение
системы лантаноидов излучает рад. поврежд. металлов было связано с радиоактивными реакциями (Беккер 1946г. РДТТ)

1. Радиационные повреждения при облучении: зависит от энергии ионизирующего излучения



а) электромагнитным излучением - $\gamma \rightarrow X\text{-лучи} \rightarrow \text{УФ} \Rightarrow \text{видимый свет (ОКГ)}$

Фотозащиты - экраны, которые поглощают излучение и преобразуются в тепло (К) или в электричество (Э).
Эффект Комптона - X -лучи рассеиваются на свободных электронах и передают часть энергии.
Рентгеновский пар - основной процесс при $E_\gamma > 5 \text{ МэВ}$ (энергия излучения электронов - нейтронов 10^2).

б) нейтронами - передача энергии атомному ядру E_d зависит от направления ($E_d \sim 40\%$).

для Si : $E_d = 22\%$ и $E_d = 80\%$ [МэВ] \rightarrow [длина: E_d от 22 до 248] [жест]. При больших

энергиях один нейтрон вызывает уже несколько пар Френкеля. Большая часть энергии
идет на возбуждение быстрых электронов ($> 1 \text{ МэВ}$) и на возбуждение ионизации металлов.
Бета-лучи, микротроны, линейные ускорители, высоковольтный а. микротрон (in situ).

при $E_\gamma \geq 1 \text{ МэВ}$
каскады электронов

в) нейтронами - медленные (тепловые $\sim 0.025 \text{ эВ}$) не вызывают атомных (но эл. разб.)
и быстрых процессов $Li^6(n, \alpha)H^3$; $Li^7(n, \alpha)He^4$; $Mg^{25}(n, \alpha)Ne^{22}$

быстрые нейтроны ($E > 100 \text{ эВ}$) но обычно рассматриваются $E > 1 \text{ МэВ}$ - вызывают

каскады столкновений - предельная путевая длина модифицирует (Ок. Рад.)

с изменением метода Митчел-Керо. Каскады энергии 10 МэВ в Al, Cu, Fe захватываются

атомом, содержащим $\sim 10^5$ атомов, а число смещенных атомов $\sim 10^4$. При этом

10% дефектов немыслимы атомные ядра аннигилируют (см. радион. отходы).

Экспериментальное исследование каскадов (Ток-Ривер) при облучении металлов

тепловыми нейтронами. Затем подтверждено при облучении нейтронами

тепловыми нейтронами -

первоначально им придалось большое значение, но скоро выяснилось, что благодаря

малой радиационной способности электронов повреждение от их облучения незначительно.

Нейтроны образуются при термоядерном синтезе (14 МэВ) - продукция

модифицирует радиационные повреждения в материалах термоядерного реактора

по протолам повреждения от нейтронов в зоопарке данных, чем от $n = 1 \text{ МэВ}$

г) заряженные высокоэнергетические частицы - при малых энергиях мало

вероятность проникновения в глубь кристаллической решетки (из-за зарядов)

быстрые легкие ионы ($E > 1 \text{ МэВ}$ - H^+, D^+, He^{++}) - вызывают кулоновские столкновения

и другие типы повреждений в зависимости от скорости и энергии.

В последние годы рассматриваются возможности использования M -ионов.

осколки деления ($M \sim 100$; $E \sim 10 \text{ МэВ}$) для U^{235} асимметричный распад на два осколка

легкий ($M_1 = 96$ и $E_1 = 95 \text{ МэВ}$ напр. Mo^{99} и Te^{99}) и тяжелый ($M_2 = 137$, $E_2 = 55 \text{ МэВ}$ $\rightarrow Ba^{140}, Xe^{144}$)

короткий пробег $\sim 10^{-3} \text{ см}$

первичные атомы отдачи и тяжелые ионы ($E, < 1 \text{ МэВ}$) - экзотери

эффекты канализации - предсказаны Штарком в 1912г.; подтверждено

Робинсон на ЭВМ в 1963г.; подтверждено экспериментально Миллером в 1966г.

эффект - теория обнаружена Миллером (МГУ)

2. Радиационная пористость - в результате скопления вакансий

эксперименты Фришера (Генуя) показали, что соотношение числа

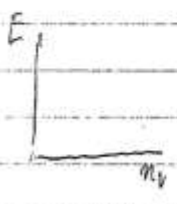
вакансий, образовавшихся поров, к числу вакансий, образовавшихся

металлических, растет с увеличением концентрации примесей в металле

(особенно газовых). Это связано с тем, что энергетические характеристики

разных типов скопления вакансий мало отличаются

одна от другой.



Л 24 - продолжение

Продолжение (продолжение) заключается в том, что междоузельные атомы и вакансии по раз-
личию взаимодействуют с различными типами точечных дефектов: дислокациями и сеткой.
С большей эффективностью взаимодействуют междоузельные атомы, вакансии, это способ-
ствует образованию и росту вакансионных пор.

3. Суперрешеточные дефекты - возникают в результате упорядоченного влияния
действий радиационных дефектов влещу собой при высокой их плотности
дефекты решетки пор - возникают в металлах при больших дозах облучения нейтронами

Дефекты в решетке пор - суперрешетка пор несовершенна: не все
поры одинакового размера и неодинаковы расстояния между ними.
Кроме того в суперрешетке пор наблюдаются "вакансии" и дислокации
напоминающие по своей структуре пузырьковые модели этих дефектов

4. Взаимодействие радиационных повреждений с исходными дефектами

Решетки - происходит в реальных металлах всегда содержится дефекты
последние являются не только ловушками но и источниками для радиацион-
ных дефектов. В этом отношении особенно эффективны структурные
образования дипольные (равное количество дислокаций противоположных
знаков) например $Mo [100] \langle 110 \rangle$ при $E = 80\%$ - при облучении при облучении
при облучении слабодеформированных металлов ($E < E_p$) происходит начало
появления I типа - образование субзерен

при облучении самодеформированных металлов с ПЦК решеткой и
низкой ЭОУ (например Си) рекристаллизация ускоряется; при высокой ЭОУ
(например Ас) замедляется образование центров рекристаллизации (аннизотропия)
то же в металлах с ОЦК решеткой и низкой ЭОУ (например V). В ОЦК метал-
лах с высокой ЭОУ (например Mo) можно даже наблюдать рекристаллизацию

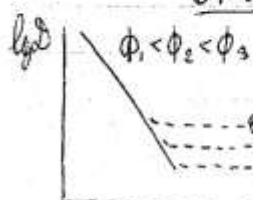
5. Радиационный отклик - аттерендированный процесс, происходящий

взаимодействие каскадов с точечными дефектами. Приводит к
эффекту "насыщения" концентрации радиационных дефектов
даже при облучении относительно совершенных металлов при
температурах близких к точке кипения жидкого гелия (4,2 K)



6. Радиационно-стимулированная диффузия (РСД) проявляется лишь

при относительно низких температурах, когда концентрация
термически равновесных точечных дефектов низка. РСД
практически не зависит от температуры, т. е. количество
радиационных дефектов, образующихся за единицу времени,
не зависит от температуры а зависит от потока Φ



З.В. Давыдов, Е. Столешников, Г. Я. Давид (1955) обнаружили, что при облучении α -Св-
Т в вакууме при 50°C происходит увеличение ρ_0 и $\rho_{\text{пр}}$ за счет увеличения диффузии.
А.С. Давыдов (1956) провел детальный температурный анализ изменений ρ в сплаве Си-З.
при излучении, диффузии и нейтронном облучении (10^{12} н/см² при 50°C) - и выяснил механизм

1.25 - Радиационное легирование металлов

52

Радиационное легирование или межэлементная операция, применяющаяся, в основном, для металлов. Оно основано на том, что ионы, являясь заряженными частицами, способны вызывать радиоактивные реакции в атомах металла. В результате образуются новые элементы.



1. Радиационное легирование (интерметаллиды) с целью образования новых соединений

- Оценки распределения ионизирующей энергии - по данным о энергии частицы с данной энергией (с учетом разброса дробов-электронной)
- Возникновение сильно пересыщенных твердых растворов - за счет ионизации пленки металла "металл - ионизированный газ" с особыми физическими свойствами. Наиболее изучены сплавы Al-Ar и Al-Ne-0
- Изменение свойств кристаллической решетки - при ионизации металлов металлами в сплавах Au-Ne (Нидерланды, с.с.) Ag-Ne (Япония, с.с.)

2. Образование и рост пузырьков (растворение) - в сплавах легированных ионизирующим газом в результате облучения. Основное явление при этом (газ)

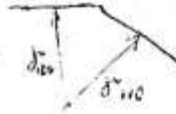
а) образование пузырьков - из-за облучения атомов газа

$$dF = P \cdot 4\pi r^2 dr - \gamma \cdot 8\pi r dr, \text{ где } \gamma - \text{интегральная постоянная; } P - \text{объемная скорость образования } r = 2\gamma/P$$

б) рост пузырьков - необходимо постоянное поступление вакансий:

при $r = 100 \text{ \AA}$ и $P = 10^3 \text{ см}^3/\text{см}^2$ необходимо 30 вакансий на атом газа, а при $r = 10^5 \text{ \AA}$ и $P = 1 \text{ см}^3/\text{см}^2$ - 30,000 вакансий на атом газа.

Механизм быстрого роста пузырьков газа в сплавах металлов в вакууме



в) радиационная форма пузырьков - при образовании ионизирующей энергии в металле происходит ионизация металла. Т.е. атомы металла "образуются" ионизацией металла. Но при этом происходит ионизация газа. В результате образуются пузырьки газа (по мере того, как газ - излучение - ионизация)

г) влияние пузырьков на свойства - зависит от их количества и распределения. Пузырьки очень малы, поэтому их влияние на свойства металла незначительно. Пузырьки образуются в результате ионизации газа. В результате образуются пузырьки газа. В результате образуются пузырьки газа.

3. Формирование пузырьков - возникает при большой концентрации пузырьков на поверхности атомов ионизирующего газа

4. Радиационное легирование в металлах (интерметаллиды)

интерметаллиды - соединения двух элементов в твердом состоянии. Например, в легированных металлах образуются интерметаллиды. Например, Cu-Zn и Cu-Si. При этом образуются соединения с новыми свойствами. В результате образуются интерметаллиды. Например, Cu-Zn и Cu-Si. При этом образуются соединения с новыми свойствами. В результате образуются интерметаллиды. Например, Cu-Zn и Cu-Si. При этом образуются соединения с новыми свойствами.

Спр - хлор
Фт - фосфор
Ср - серебро
Ср - серебро
Х - хлор
Фт - фосфор
Ср - серебро

A graph showing a linear function on a coordinate plane. The vertical axis is labeled 'a' and the horizontal axis is labeled 'Al → Ac'. The line has a positive slope and intersects the vertical axis at a positive value.

[illegible]

$\text{K}^+ \text{Fe}^{3+} \text{SO}_4^-$ (Fe + 42% K)
 $\text{K}^+ \text{Fe}^{3+} \text{SO}_4^-$ (Fe + 42% K)

Prüfungsausschuss (Fe + 36% Ni)

6. Математическая модель — это абстрактное описание системы, позволяющее исследовать ее свойства и поведение.

Chlorophytum - Chlorophytum

6) составить краткий автобиографический очерк - рассказать о происхождении и развитии депрессивного состояния

(Stammesgeschichte der Lebewesen)

5. Ученые и власти с ~~большим~~ интересом следят за ним.

$\text{H}_2\text{O} + \text{CO}_2 \rightarrow \text{H}_2\text{CO}_3$

2. Ein Kunde von einem anderen Kunden
3. Ein Kunde von einem anderen Kunden
4. Ein Kunde von einem anderen Kunden
5. Ein Kunde von einem anderen Kunden
6. Ein Kunde von einem anderen Kunden
7. Ein Kunde von einem anderen Kunden
8. Ein Kunde von einem anderen Kunden
9. Ein Kunde von einem anderen Kunden
10. Ein Kunde von einem anderen Kunden

~~(110) [Doc] document type: physical file; keywords: information / etc - etc etc - etc etc - etc etc~~

[illegible]

4. Wiederholungsfragen - Wiederholung - Wiederholung

[illegible]

126 - Влияние облучения на фазовые превращения

Облучение влияет в большой мере на стадии зарождения, тем на стадии роста; в результате облучения возможно изменение механических превращений.

1. Влияние облучения на степень упорядоченности сплавов - зависит от исп. соед.

а) облучение предварительно упорядоченных сплавов \rightarrow частичное разупорядочение

S. Siegel, 1949 г. установил, что сплав Cu_3Au быстро разупорядочивается/нейтронным J. A. Brinkman , 1954 г. - при облучении Cu_3Au протоном (9 МэВ) и α (33 МэВ) число расщепленных атомов на 1 атом ~ 10 раз больше смещенных; L. A. Pechin , 1954 г. - что на карбиде стокновение с быстрым нейтроном ($> 0,5 \text{ МэВ}$) в сплаве Ni_3Mn смещается не более 1300 атомов, а разупорядочивается ~ 5000 атомов

б) механическое разупорядочение сплавов - действует одновременно/разнонаправленно

- 1) разупорядочение в области термических пиков (F. Seitz, J. S. Koehler, 1955 г.) для Cu_3Au
- 2) в области пиков смещения (коксидов).

3) за счет ценных исследований наблюдательных замечаний (G. H. Kinschin, R. S. Pease, 1955 г.)

легко объясняются данные Kinschin ; для Cu_3Au низкие значения порога замечаний

4) за счет некоррелированных замечаний

5) за счет смещения атомов в неупорядоченные положения

в) облучение предварительно упорядоченных сплавов \rightarrow частичное упорядочение
степень упорядоченности при облучении не может быть высокой из-за высокой эффективности обратного процесса. Вызывает сдвиг упорядочения в сплавах Fe - 50 ат. % Ni ($1,7 \cdot 10^{18} \text{ н/см}^2$, 300°C) над 10^4 ат. % Ni

2. Влияние облучения на полиморфные превращения -

а) облучение элементарных веществ (аллотропические превращения)

G. J. Dienes, 1953 г. при облучении черного Р нейтронами вызывает дендр. линии Kinschin Р

G. Fleeter, 1953-1955 и Dienes 1955 обнаружены превращения $\beta \rightarrow \alpha \text{ Sn}$ в образцах облученных 10^{18} н/см^2 при -196°C , но скорости меньше, чем после затравки

A. Sozin, 1956 - не обнаружены влияния облучения нейтронами $3 \cdot 10^{18} \text{ н/см}^2$ при -196°C с энергией $\sim 3 \text{ МэВ}$. Простые молекулярные дефекты и их скопления на затравочном $\alpha \text{ Sn}$

R. W. Levy, A. F. Kammerer, 1955 - рентгенографически обнаружены графитизация алмаза при облучении нейтронами $3,8 \cdot 10^{20} \text{ н/см}^2$ при $\sim 65^\circ\text{C}$

б) Облучение соединений

M. C. Wittels, F. A. Sherill, 1956 при облучении быстрыми нейтронами 10^{20} н/см^2

при $\sim 100^\circ\text{C}$ моноимитиз $\text{ZrO}_2 \rightarrow$ кубическую ZrO_2 (стабильная выше 1900°C). К

нагреву $> 800^\circ\text{C}$ обратное превращение. Образуется локальные превращения

в термических пиках (+ замедл.). Кроме того внутренние координаты

вдоль межузельных атомов приводят к искажению решетки и переходу

к более плотной упаковке высокоэнергетической фазы.

D. S. Billington, 1956 сообщил, что в образцах ZrO_2 повышенный темп

превращения под действием облучения происходит не всегда!

126 (продолжение)

И. А. Насимович и Х. Э. Майе 1977 обнаружили превращение твердого $\text{Ni}_3\text{Si} \rightarrow$ кубической Ni_3Si при облучении нейтронами (10^{18} н/см^2 при $50-60^\circ\text{C}$ или $7 \cdot 10^{16}$ при 110°C) механизм превращения не может быть диффузионным (показано).

в) Облучение сплавов (мартенситные превращения)

Д. О. Кеззер (1954) - сообщил о возрастании магнитной восприимчивости при облучении нейтронами (10^{19} н/см^2) закаленных сталей 304, 309, 316 и 347 и объяснил это частичным $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением по мартенситному механизму.

М. В. Рейнольдс, Т. Р. Лоу, Л. В. Селливан 1955 облучали нейтронами ($< 10^{18}$) $\alpha\text{-Ni}_3\text{Fe}$ измерили индукцию закалки показали что количество α -фаз до 0,25%, а после пластической деформации $\epsilon = 5\%$ получается 0,19% α -фазы.

С. Т. Коробеевский и др. 1954 - установили, что см. 1X18H9T не становится ферромагнитной в результате облучения нейтронами, если обеспечено отсутствие пластической деформации.

3. Влияние облучения на распад пересыщенных твердых растворов
Процессы, происходящие при распаде пересыщенных твердых растворов сложнее, чем при упрочнении и полиморфизме по их практическому значению больше.

а) Гомогенный механизм распада - ускорение стадии зарождения

Д. С. Биллингтон (1950) заметил, что облучение нейтронами ($2,5 \cdot 10^{18} \text{ н/см}^2$) сплава $\text{Cu}-2,5\text{Fe}$ (13,5% $\alpha\text{-Fe}$) дает больше прироста $\Delta\rho$, чем в сплавах металлах и закалке. В. Р. др. В 1953 г. он установил роль температуры облучения: при -153°C лишь $\frac{1}{4} \Delta\rho$ при 27°C С. Т. Муррей, У. Е. Тейлор (1954) показали что $\Delta\rho$ об при 40°C ($10^{17} \div 3 \cdot 10^{19} \text{ н/см}^2$)

аналогично $\Delta\rho$ при низкотемпературном старении сплава $\text{Cu}-2,2\text{Fe}$. Авторы также упоминают о возрастании при закалке (короткой) в сплавах Fe-Ni и Fe-Cr.

В. Келманн, Е. Шмид (1955) показали результаты при $2 \cdot 10^{13} \alpha (5,3 \text{ H98})$ и $\beta (1,7 \text{ H98})$

Л. Н. Бисеров, Л. Н. Иванов, Майоров С. В. (1973) облучали электронными ($8 \cdot 10^{18} \text{ э/см}^2$, $2 \cdot 10^{19}$) сплав $\text{Cu}-2,5\text{Fe}$. Считают, что изменение мех. св-в за счет ускорения диффузии.

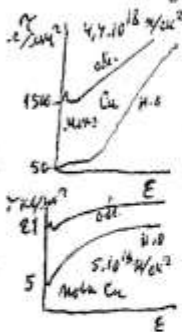
Д. С. Биллингтон и др. (1956) установили, что облучение нейтронами $4 \cdot 10^{17} \text{ н/см}^2$ при 300°C сплава $\text{Ni}-2\text{Fe}$ дает изменение $\rho \rightarrow$ выделение 1,5 ат. % $\text{Fe} \rightarrow$ образование фазы

А. С. Бамаск (1968) облучили нейтронами ($10^{17} - 10^{19} \text{ н/см}^2$) сплав $\text{Ni}-10\text{Cu}$ при 110 и 150°C дают образование фазы β при 255°C не вызывая ускорения распада (показано распада).

б) Гетерогенный механизм распада - влияние облучения слабое

в) Зрелый механизм распада - облучение нейтронами приводит к замедлению образования и роста зрелых в сплаве Ni-Fe всевозможные более полного развития гомогенных стадий распада. Также замедление оказывает облучение электронными на зрелый распад в сплавах Co-Ni .

4. Роль радиационного легирования в изменении кинетики фазовых превращений - малые приросты замедляют рост новой фазы не только не влияя на процессы ее зарождения.



127 - Изменение свойств металлов при облучении

Влияние радиационного воздействия облучения: радиационные повреждения + радиационное легирование + фазовые превращения (в металлах и сплавах)

1. Влияние облучения на предел текучести и деформационное упрочнение

а) ГЦК металлы - Т.Н. Веллс, Р.Р. Колман, 1951 обнаружили, что σ_s может заметно увеличиваться при облучении нейтронами, до тех пор, пока не достигнут предел текучести после значительной пластической деформации, характеризующейся отливом кривой. В 1953 г. установлено, что эффект радиационного упрочнения обнуляется при отпуске в 300°C ($E_d \approx 2,2 \text{ эВ}$; $E_{sd} \approx 2,196$); $\sigma_s \sim (\text{доза})^{1/2}$; на изданных кривых - деформациям подвергается "зуб текучести" и "плато текучести". Вспомогательной осью Cu является "зуб текучести", увеличиваясь от значения σ_s до $\sigma_s + \Delta\sigma_s$. Аналогичные результаты на Al. При облучении Ni (10^{19} н/см^2) обнуляется $\sigma_s = 16 \rightarrow 20 \text{ кг/мм}^2$ и $\sigma_s = 48 \rightarrow 49 \text{ кг/мм}^2$ по уменьшению $\delta = 45 \rightarrow 34\%$.

б) ОЦК металлы - F.W. King, A.N. Holden, 1954 облучили моно-Fe ($2,4 \cdot 10^{18} \text{ н/см}^2$) повысилась деформация предел текучести на 90-100%, но после $\epsilon = 10\%$ кривые деформации совпадают с необлученными. Об одинаково, однако, δ - возрастает при облучении.

в) В сплавах и мо-сплавах (плато) облучение часто ускоряет "зуб текучести" σ_s растет $\sim (\text{доза})^{1/2}$ с повышением при $10^{20} - 10^{21} \text{ н/см}^2$; σ_s растет слабее, чем для чистых металлов. $\sigma_s = 46 \rightarrow 60 \text{ кг/мм}^2$, но $\delta = 23 \rightarrow 17\%$; разрывная сила зависит от T_d .

г) ГПУ металлы - K.H. Monz-Zu ($2,4 \cdot 10^{18} \text{ н/см}^2$) при базисном охлаждении σ_s увеличивается в несколько раз; при деформации двойникование эффект не E. Schmid, 1955 облучил α ($5,3 \text{ н/см}^2$, в чистом) приводит к упрочнению; который в (Fe, Ni, Cu, Zn).

2) Механизмы радиационного упрочнения - радиационное легирование на растворимые примеси.

1) Радиационное легирование с растворимыми примесями - вводит в металл примеси, которые с легкой энергией активации (связь отрыва примесей и вакансий).

2) Радиационное легирование радиационными дефектами (по Коттреллу) - облучение повышает "зуб текучести" в ГЦК металлах.

3) Кольцевые дефекты в металлах (и сплавах) - упрочне взаимодействие (Fleischer) и дислокации.

2. Радиационное упрочнение металлов - A.N. de S. Andrade, 1945 установил, что свойства металлов Cd (под действием радиационного упрочнения) возрастают $\sim \sigma_s$ при облучении α -частицами. При больших $\epsilon \sim 10\%$ облучение приводит к снижению σ_s .

а) Радиационное упрочнение в металлах радиационно - показано, что

наблюдается изменение текучести, в основном, при наивысших температурах. Эти изменения наблюдаются как в равновесном состоянии, так и после его нарушения.

В равновесном состоянии наблюдается ускорение текучести, чем более высокая температура облучения и больше доза. В отравленном состоянии реакция затормаживается.

б) Механизм радиационного упрочнения металлов - основан на

металлах "радиационного" при значительном тепловом воздействии.

На границах зерен преимущественно используются атомы и вакансии их ускоренное перемещение. Вокруг не оседает на дислокациях и скоплениях

распуханий металла. При отравлении, радиационное упрочнение атомов

рекомбинирует с вакансиями на дислокациях и кат при ускоренной текучести на распухании. Эти процессы имеют обратную зависимость от $P \cdot E$

т.е. от дозы облучения. Радиационное упрочнение металлов - распухание.

① Коррозия при нагревании в кон.-Fe в интервале $225 \pm 300^\circ\text{C}$ по шкале
 $\Delta G_s \sim \lg t$ ($E_{50\%} \approx 3,1$ вл. к E_{sd})

55a
0007

Д) Пенивое охрупчивание — при облучении нейтронами сталей, содержащих В (рециркуляционные отходы); при облучении материалов α -настижения образованием сети пузырьков по границам зерен и субграницам

а) микропроводность - наиболее ценное свойство в обл. ячеек

2) В неметаллических элементах - за счет протекания фазовых превращений

б) термоде - имеет большое информационное значение для термочувствительных систем, в основном, за счет образования радиационных дефектов при больших дозах ионизирующего излучения и радиационное деформирование (Углерод).

2) морская Копия - извлечение обломка, при облучении жидководородных атомов
Давл. N_2 - 2% Be облучении $4 \cdot 10^{12}$ н/см² при 300°C излучен Te за один шаг около 1,5% от В.

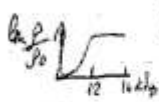
Д) периодическая восприимчивость → З. О. Девятко, 1954 обнаружил восприимчивость Х при однократном ¹⁰ в
кормлении стайкой 304, 309, 316 и 347 и обнаружил это замечательным $\delta \rightarrow \alpha$ излучением
С. П. Конюховским и др., 1954 у стаи оловин, что в результате однократного кормления с 191997
с. на стайку из 100 оловин. С. П. Конюховский отмечает, что восприимчивость зависит от

2) сверхпроводимость - при охлаждении нейтронами соединений типа $G_{12}S$ T_K и H_K уменьшаются. Критический ток при этом возрастает (R.A. Fleissner, 1960). Это свидетельствует о чувствительной зависимости характеристик полупроводников от температуры. Температуры сверхпроводимости T_K имеют порядок $T_K = 8,2 \cdot K$ (Вингер, 1960, стр. 16).

1.2.3 Влияние гидростатического давления на структурно-фазовые свойства

В 20-е гг. 20-го века открыт эффект давления на фазовые переходы. В 1908 г. П. П. Лебедев открыл эффект давления на фазовые переходы. В 1910 г. П. П. Лебедев открыл эффект давления на фазовые переходы.

По данным Коуна, 1956 г. для монокристаллов Fe с ростом давления до 50 кбар происходит гидростатическое сжатие. При давлении 10 кбар происходит гидростатическое сжатие. При давлении 20 кбар происходит гидростатическое сжатие.

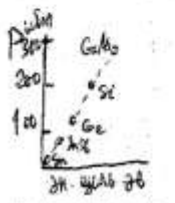


Для монокристаллов Fe при давлении 10 кбар происходит гидростатическое сжатие. При давлении 20 кбар происходит гидростатическое сжатие. При давлении 30 кбар происходит гидростатическое сжатие.

Влияние давления на процессы размагничивания - зависимость от температуры. При давлении 10 кбар происходит гидростатическое сжатие. При давлении 20 кбар происходит гидростатическое сжатие.

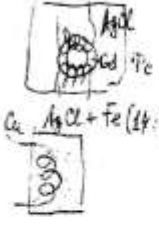
Металлы гидростатически разрушаются при давлении 10 кбар. При давлении 20 кбар происходит гидростатическое сжатие. При давлении 30 кбар происходит гидростатическое сжатие.

Монокристаллы Fe при давлении 10 кбар происходят гидростатическое сжатие. При давлении 20 кбар происходит гидростатическое сжатие. При давлении 30 кбар происходит гидростатическое сжатие.



Влияние на другие структурно-фазовые свойства. При давлении 10 кбар происходит гидростатическое сжатие. При давлении 20 кбар происходит гидростатическое сжатие.

а) ферромагнетизм - зависит от давления. При давлении 10 кбар происходит гидростатическое сжатие. При давлении 20 кбар происходит гидростатическое сжатие. При давлении 30 кбар происходит гидростатическое сжатие.



б) магнитные свойства - влияние на T_C в соответствии с уравнением Ландау. При давлении 10 кбар происходит гидростатическое сжатие. При давлении 20 кбар происходит гидростатическое сжатие.

в) сверхпроводимость - зависимость от давления. При давлении 10 кбар происходит гидростатическое сжатие. При давлении 20 кбар происходит гидростатическое сжатие.

Влияние на сверхпроводимость. При давлении 10 кбар происходит гидростатическое сжатие. При давлении 20 кбар происходит гидростатическое сжатие. При давлении 30 кбар происходит гидростатическое сжатие.

Роль давления в природе - в природе давление играет важную роль. При давлении 10 кбар происходит гидростатическое сжатие. При давлении 20 кбар происходит гидростатическое сжатие.

- ① Плотность в-ва в белом карлике $\sim 10^9 \text{ кг/м}^3$ (если масса звезды $< 1,4 M_{\odot}$)
 Плотность в-ва в нейтронной звезде $\sim 10^{18} \text{ кг/м}^3$ ($1,4 M_{\odot} < \text{масса звезды} < 2-3 M_{\odot}$)

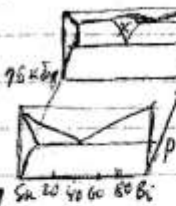
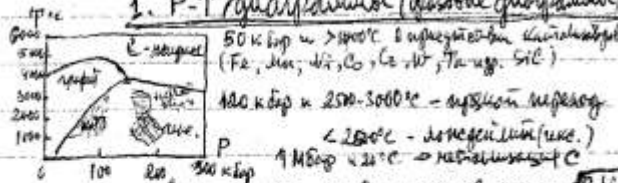
10/6
7

1.29 - Влияние высоких давлений на фазовые превращения

8

Высокие давления влияют на условия протекания и кинетику известных фазовых превращений и вызывают целый ряд новых превращений.

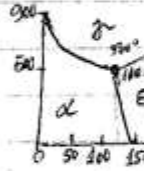
1. P-T диаграммы (фазовые диаграммы)



$\frac{dT_m}{dP} = 23,9 \frac{\text{K}}{\text{kbar}}$
 при 1 бар жидкостная $\alpha/\text{ж}$
 при 16 кбар жидкостная $\beta/\text{ж}$
 в зависимости от T и P
 в системе Ta-Ni-угл. P

Аналогичные превращения существуют

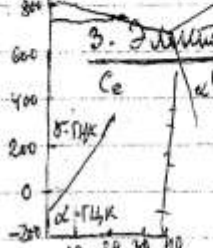
2. Изменения координационных чисел В.М. Голубицкий (30 лет) - предельные значения



При давлении 10^4 атм для различных координационных чисел
 предельные значения - о кристаллической структуре с большим
 координационным числом в условиях высоких давлений
 Превращения элементов: $\text{Fe} \alpha \rightarrow \beta$; $\text{Si} \text{I} \rightarrow \text{II}$; $\text{Ge} \text{I} \rightarrow \text{II}$
 $8 \rightarrow 12$; $4 \rightarrow 6$; $4 \rightarrow 6$

К.Ч.	T_0/T_1
4	
6	0,41-0,73
8	
12	

3. Ядерное перемещение - принцип Маджи (на основе М. урбана не более 2х значений)



Относительное расхождение температурных уровней в зоне и самих зон откосов
 только для двух значений от метастабильности, существенно от давления
 В разных зонах и тем же кристаллической структуре возможны переходы
 связанные с переходом элементов на другие температурные уровни, когда
 при высокой давлении образуются более низкие температурные уровни!
 Касается принципа можно предположить превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ (жидкая фаза)

4. Создание новых метастабильных фаз в результате воздействия высокого давления

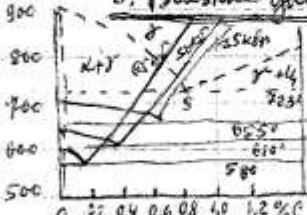


а) Возникновение метастабильных фаз у оксидов
 металлов: TiO_2 ; P ; Al_2O_3 ; Si ; Ge
 металлы: W-Ti ; W-Zr (В-Мен)
 б) Возникновение метастабильных фаз в соединениях
 BN и BN_2 ; SiO_2 кварц и метакварц; InSb (25 кбар, 400°C)

б) Условия сохранения метастабильных фаз при атмосферном давлении

- 1) Наличие структурных кристаллохимических отличий между фазой и жидкой фазой
 - 2) Отсутствие высокой энергетической активации превращения (по крайней мере зарождения)
 - 3) Наличие энергетического барьера для превращения
- 2) Влияние давления на кинетику фазовых превращений
 определяется из влияния давления на диффузионную скорость превращения и на подвижность
 дефектов кристаллической структуры

5. Влияние давления на фазовые превращения в системе Fe-C



а) Влияние на диаграмму составов
 Давление сильно влияет на положение точек

б) Влияние давления на кинетику мартенситных превращений - зависит от типа обратного эффекта. Там превращение $\alpha \rightarrow \gamma$ ускоряется, а $\gamma \rightarrow \alpha$ замедляется

в) Влияние давления на кинетику процессов отжига - давление способствует распаду мартенсита (идет с уменьшением объема) и стабилизирует фазу аустенита (идет с увеличением объема)

© В. Ф. Дерезева, С. А. Ивхонко, В. Л. Митовский, В. Н. Рамушкин (ИФТ ВИАМ)

Взаимное влияние давления на фазовую диаграмму сплавов РВ-СВ. В сб.: "Высокие давления и свойства материалов", Изд. "Наука думка", к. 1980, с. 80-86

После воздействия давлением 50 кбар при температуре 350°C и последующей закалки в жидкий азот образцов с составом РВ+50 ат. % СВ образуется β -фаза с ОЦК решеткой и $T_c 8,5 \pm 0,05 K$. Для образцов РВ+30 и РВ+20 ат. % СВ образуется ϵ -фаза с ГПУ решеткой и $T_c 8,2 K$ выше температуры Т.

Сравнение последней аналогично ϵ -фазе в сплавах РВ-Вг при атмосферном давлении, которая является твердой растворной Вг в кристаллической модификации РВ (образуется при ~130 кбар).

Фазы ϵ и β можно получить и закалкой из жидкого состояния.

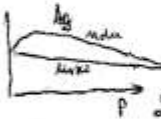
130 - Влияние гидростатического давления на процессы заживления дефектов

59

Давление способствует увеличению термодинамической силы заживления дефектов, а с другой стороны уменьшает их подвижность (динамическое противодавление).

1. Влияние давления на образование и заживление точечных дефектов

- а) образование точечных дефектов - образование вакансий связано с большим обратным эффектом при образовании междоузельных атомов. Низкому росту давления снижают конц. вакансий.
(диз. ат.) при вакуумном обжиге образование вакансий $\approx 5.5 \cdot 10^{-3} \text{ ат.}$; междоузельных атомов $\approx 0.5 \div 0.7$ ат. вакансий; $\Delta V_{\text{вак}} \approx 0.5 \div 0.7$ ат. междоузельных атомов; $\Delta V_{\text{м.а.}} \approx 0.2 \div 0.3$ ат. междоузельных атомов.
б) миграция точечных дефектов - Активационный объем миграции вакансий $\Delta V^* \approx 1.5 \text{ ат.}$ междоузельных атомов $\Delta V^*_{\text{м.а.}} \approx 0.147$; Активационный объем миграции междоузельных атомов $\rightarrow 0$



в) влияние давления на само- и гетеродиффузию - отрицательный эффект при малом давлении способствует подвижности ($T_0 \rightarrow T_0 - P$) за счет образования отрицательных дефектов при сдвиге междоузельных атомов. При большом давлении уменьшается эффект. Диф. само- и гетеродиффузии замедляется (на диф. вакуум - slows).

2. Влияние давления на подвижность дислокаций

- а) влияние давления на расхождение дислокаций - равновесная ширина расхождения дислокаций увеличивается в гидростатическом сжатии ГЦК металлах, что способствует движению поперечных сдвиговых компонентов, перемещение краевых компонентов дислокации.
б) влияние давления на подвижность дислокаций - увеличение ширины расхождения дислокаций замедляется как поперечные сдвиговые компоненты дислокаций, так и перемещение краевых компонентов (замедляется также и за счет подвижности винтовых).
в) влияние давления на кинетику полиморфизации - полиморфизм под давлением происходит в ГЦК металлах с меньшей скоростью и приводит к образованию более совершенной полиморфной структуры (более широкая структура из слоев атомов).

3. Влияние давления на рекристаллизацию и на заживление макродефектов

- а) образование центров рекристаллизации - давление замедляет образование центров: уменьшает N_0 и I_0 по увеличению T_0 и $T_0 - P$. Уменьшение N_0 вызвано тем, что давление способствует частичной рекристаллизации на границах зерен и в областях максимальных искажений кристаллической решетки. Уменьшение I_0 , T_0 и $T_0 - P$ связано с уменьшением под давлением скорости прямой самодиффузии.
б) рост центров рекристаллизации - замедляется ($\ln G \sim P$) за счет замедления прямой самодиффузии, при этом $\Delta E_0 = PV_0$, а величина G_0 пропорциональна $\exp(-\Delta E_0/RT_0)$ возрастает с увеличением концентрации процессов активации E_0 .
в) сдвигание зерен рекристаллизации - замедляется (сильнее $\ln G$ с увеличением P).

г) структура рекристаллизованного металла - более крупнозернистая и с более совершенными зернами - более сильное влияние на образование центров за счет их роста. Уменьшение подвижности дислокаций в рекристаллизованном металле способствует по меньшей мере частичной рекристаллизации и образованию дислокаций в зернах под давлением.

д) заживление пор и выделение газов - эффект отрицательный. Поры II типа в ГЦК тормозят процесс поробразования при вакантной диффузии (эффект Френкеля). Поры расположены более упорядоченно и заживляются быстрее под давлением.

4. Влияние давления на пластичность - ВГД замедляет усталостный процесс

при $25 < T < 0.5 T_m$ пластичность металла H (99,999%), увеличивает долговечность, но вызывает эффект усталости пластичности перед разрушением (появление III стадии), за счет миграции дислокаций при заживлении междоузельных и междоузельных. $\Delta V_{\text{м.а.}} \approx 7 \text{ ат.}$ междоузельных атомов \rightarrow уменьшение концентрации подвижности дислокаций в металле H $\Delta V_{\text{м.а.}} \rightarrow 11,4 \text{ ат.}$ за счет увеличения активности дислокаций в междоузельных - с увеличением пластичности уменьшается за счет увеличения их активности. Если при этом скорость пластичности увеличивается или при сжатии, так и при растяжении.

① Для термической обработки возникла задача на самодиффузию необходимо пользоваться у-мной: $D = A \exp(-\frac{Q}{RT})$ (1), где $A = \alpha a^2 \bar{\nu} f$ (2) здесь α - структурный коэффициент; a - период решетки; $\bar{\nu}$ - средняя частота колебаний диффундирующего атома; f - корреляционный фактор, учитывающий различие вероятностей перескока атомов.

Активационный объем диффузии $\Delta V = (\frac{\partial \Phi}{\partial P})_T = -RT(\frac{\partial \ln D}{\partial P})_T + RT(\frac{\partial \ln A}{\partial P})_T \approx -RT(\frac{\partial \ln D}{\partial P})_T$, т.к. $(\frac{\partial \ln A}{\partial P})_T \leq 0,5 \text{ см}^3/\text{з.ат.}$. Для вакансионного механизма $\Delta V \approx 0,5 + 1 \text{ см}^3/\text{з.ат.}$ ($\Delta V = \Delta V_s + \Delta V_v$) для междоузельного $\Delta V \approx 0,2 \text{ см}^3/\text{з.ат.}$ [так для $\Delta V/V_0 = 0,7$]

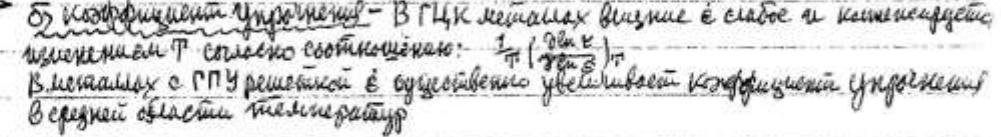
Для ~~термической~~ диффузии (по Антону) $\frac{\partial^2 \ln D}{\partial P^2} = -\frac{V}{(V+1)^2} \cdot (\Delta V^*/RT)^2$, где V - отношение концентраций ириесных атомов, находящихся в позициях замещения и внедрения; ΔV^* - изменение объема при переходе атома из позиции внедрения в позицию замещения. Если все ириесные атомы размещаются в междоузельных то $V \rightarrow \infty$ и $\Delta V \rightarrow 0$

② Закачивание микротрещин при газостатической обработке происходит медленно. Процесс ускоряется если предварительно деформировать ($\epsilon \approx 3\%$) для создания поверхностных дислокаций. Способность к закачиванию тем выше, чем больше размер микротрещины. Однако, в этом случае, механизм закачки сложен: происходит локальная пластическая деформация вокруг трещины, которая придает механическую устойчивость. После сплюсывания полости происходит сжатие ее конформационных поверхностей.

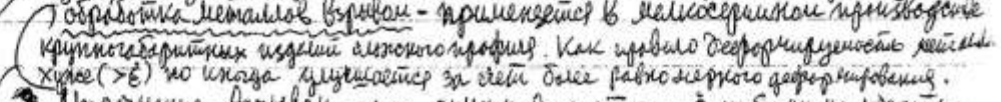
③ Гидролизированный и ее природа -

микроэлементы → макроэлементы → антропогенные загрязнители: различные вещества (химические вещества, тяжелые металлы, биогенные и радионуклиды) входят в состав пищи, воды, воздуха, почвы, одежды и др.

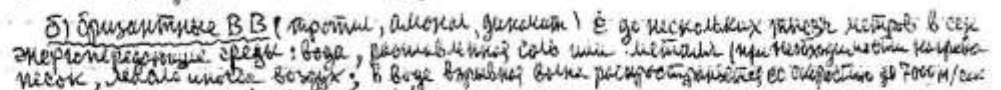
а) предел текучести предел текучести сплавов никеля в ОЦК и ГЦК металлах растет с увеличением E быстрее, чем $\sigma_s^0(E)$. Поэтому с ростом E увеличивается величина критического напряжения, при котором напряжение σ_s при $T \geq 400^\circ\text{C}$ деформацию идет без формирования большого количества почковых дефектов. ①



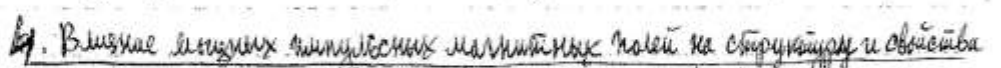
2) Динамический эффект деформации - происходит во время карбонации в твердой среде, в которой происходят эти явления зависит от температуры, деформации. Она зависит существенно на скорость возврата и деформации, которые могут оказывать содействие со скоростью деформации. (2)



а) Математические ВЗ (шорха) - твердые и гибкие макро (1888г.) др. Штейнгольц
 $E = 61 \div 153 \text{ н. см.}^{-1}$, за счет максимума с резким пиком на фоне поперечной изгибной;
 максимумы упрочения 5-60%



Посильн. Пониженный уровень в некоторых участках передней части вызывает
многие проблемы в ней. Изначально др. паталогия, пресловутая, описанная.



а) Поддержание стабильности - Возмущения в результате действия возмущающих сил приводят к установившемуся состоянию на определенном уровне и дальнейшее воздействие не вызывает колебаний.

в) Фазовые превращения - при образовании ферромагнитной фазы из парамагнитной $\Delta F_m = H \Delta J$, где H - намагниченность парамагнитной фазы; ΔJ - разность намагниченностей двух фаз.

Wegen der Vollständigkeit des Systems $\Delta = (1, 2, \dots, 10)$ gilt $\Delta = \{1, 2, \dots, 10\}$.
Wegen der Vollständigkeit des Systems $\Delta = (1, 2, \dots, 10)$ gilt $\Delta = \{1, 2, \dots, 10\}$.

①. Предвостановительная деформация сплавов титана (при повышенных температурах) позволяет избежать образования двойников при ударах корпусов Fe и Mo в области более низких температур.
($\dot{\epsilon} = 7 \cdot 10^{-2} \text{ сек}^{-1}$)

②. При малых скоростях деформации ($\dot{\epsilon} < 10^{-2} \text{ сек}^{-1}$) имеет место дислокация с порогом, генерирующая избыточные вакансии. Одновременно, происходит активизация этих вакансий на различных внутренних ступенях и соответствующее возрастание эффективного коэффициента диффузии (дислокационный эффект). В ходе деформации с постоянной скоростью (устанавливается стадия ползучести) происходит перестройка дислокаций (динамический возврат, точнее динамическая рекристаллизация).

При средних скоростях деформации ($\dot{\epsilon} = 10^{-2} \div 10^{-1} \text{ сек}^{-1}$) динамическая рекристаллизация не успевают произойти в достаточной степени, а упрочнение металла приводит к возникновению динамической рекристаллизации; в ходе которой концентрируются избыточные вакансии (и Def) сплавляется.

При больших скоростях деформации ($\dot{\epsilon} > 10^{-1} \text{ сек}^{-1}$) динамическая рекристаллизация не успевают произойти, а упрочнение приводит к возрастанию напряжения σ , необходимого для деформации сплавов титана до уровня, который делает энергетически возможным перемещение порогов, генерирующих междоузельные атомы. Последние благодаря значительной подвижности и, до своей активизации, успевают переместиться на значительные расстояния. Поэтому наблюдается резкое возрастание Def. Рекристаллизация (статическая) наступает уже после деформации (в процессе остывания образца) и уже не может оказывать на перемещение выходящих точечных дефектов.

13.2 - Изменения структуры и свойств при быстром нагреве

Системы быстрого нагрева: индукционные (ток, расклев) и лазерные (ТВЧ, лазер) и др.

1. Влияние скорости нагрева на процесс заживления дефектов решетки



а) отдых - с повышением скорости нагрева на кривой зависимости $\frac{dP}{dT} = f(T)$ сдвигаются в сторону высоких температур в тех случаях, когда скорость нагрева превышает критическую скорость $\frac{dP}{dT}$, т.е. темп не успевает сдвигаться к более высоким значениям (по оси T).

б) полимеризация - в связи с различной температурной зависимостью подвижности ионов и вакансий каналообразующих ионов и вакансий в процессе возврата. При быстром нагреве возврат с некоторым запаздыванием.

в) рекристаллизация - при росте скорости нагрева ускоряется процесс и запаздывание за счет подавления процессов возврата. Наблюдается влияние скорости нагрева на кинетику стадии образования центров рекристаллизации. При этом увеличивается не только N и G но и отношение N/G , т.е. при увеличении скорости нагрева материал после рекристаллизации будет иметь меньшую плотность дефектов.

г) заживление макродефектов - происходит при более высоких температурах, поэтому при быстром нагреве локальные неоднородности нагрева.

2) Влияние скорости нагрева на вклад различных процессов в разуплотнение металла

В связи с различной температурной зависимостью параметров кинетики отжига, полимеризации и рекристаллизации увеличение скорости нагрева приводит к возрастанию вклада рекристаллизации в разуплотнение металла и к уменьшению роли типа кристаллической решетки и энергии дефекта узла.

2. Влияние скорости нагрева на параметры фазовых превращений

а) фазовые превращения второго рода - не полиморфный переход; поэтому температура перехода можно использовать для определения температуры в показании термометра, если скорость нагрева $> 10^3$ град. сек $^{-1}$.

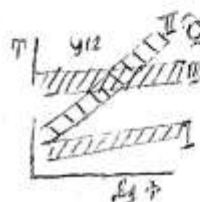
б) поллиморфные превращения - фазовые превращения от метастабильных превращений метастабильных превращений: а) при влиянии скорости нагрева на температуру начала метастабильного превращения

нормальные превращения: значительное повышение температуры начала превращения. При $\Delta T \sim 30^\circ$ или $\dot{T} = 10^4$ град. сек $^{-1}$

б) метастабильное превращение - в метастабильных системах происходит при больших скоростях нагрева только в интервал ρ -рах замедления в однородных сталях мартенсит распадается при всех допустимых скоростях нагрева.

в) эпитаксиальное превращение - существование фазовых превращений ΔT зависит от концентрации диффузии и от исходной структуры (разнообразие после превращения диффузионной полимеризации твердого раствора). Образование метастабильного раствора в сталях с деформационной структурой при умеренном нагреве. Замедление или деформированный металл имеет ΔT .

г) распад пересыщенного твердого раствора - зависит от типа раствора. При сильном при охлаждении крупный выделение, сдвиг температуры от материала на скорость нагрева. При этом увеличивается ΔT с увеличением T . Метастабильный раствор имеет сдвиг.



II) превращения в закаленной стали при скоростном отпуске -

распад мартенсита I - возникновение метастабильных карбидов (по механизму двойного диффузионного типа по механизму ξ 100); образование метастабильных карбидов II - карбидов и метастабильных карбидов в деформированном металле. Зависит от типа металла. При этом увеличивается ΔT с увеличением T . Метастабильный раствор имеет сдвиг.

312 05
О протекании электромагнитного поля обеспечивающей равномерный нагрев (до центро-
литных материалов небольшой неоднородности нагрева); подорожание в расходе энергии
скорости нагрева вынужденных частей изделий за счет теплопроводности;
ТВИ и, особенно, лазер обеспечивающий лишь поверхностный нагрев.

При нагреве протеканием тока можно изучать структурные и
фазовые превращения в чистом виде, так как их кинетику не будет
зависеть от скорости нагрева материала через материал.

3. Скоростная электротермическая обработка металлов (СЭТО) ^{слова}

ДРП-Т
нагреватель

Новый прогрессивный способ упрочнения сталей и сплавов. Сущность метода заключается в осуществлении СЭТО - и аустенизации, и отжига прогрессивной электротермической (контрастной или индукционной); введённый принцип способ для обработки проволоки (вместе с намоткой) в непрерывном потоке а также для тонкостенных трубчатых изделий и арматуры. ①

б) Основные свойства электротермической обработки сталей - при заданном температурном $\sigma_{\text{в}}$ на $50 \div 70 \text{ кг/мм}^2$ выше предела прочности стали отпущенной в ней имеется некоторый аналог действия электроотжига с намоткой. Во время нагрева, однако, более высокая температурная структура и свойства. Наилучшие результаты даёт СЭТО применяемое только к специально подготовленной проволоке.

в) Малая деформация закалённого стали в процессе электроотжига.

Максимальная деформация (10%) в процессе электроотжига закалённой стали. Ускоренное все превращения (снизение температуры на $\sim 100^\circ$)

г) Комбинированное упрочнение сталей при помощи электроотжига и хв. водород. Задача СЭТО вместе с намоткой позволяет автоматизировать и ускорить весь процесс изготовления проволоки, избежать от вредных помех в работе. Кроме того СЭТО позволяет варьировать состояние стали для водородной и водородной сварки, прочности и пластичности на более высоких скоростях.

г. Возможности термообработки металлами высокой частоты (ТВЧ) и лазером ^(СЭТО)

наиболее широкое применение в промышленности, преимущественно для хв. сталей.

а) Взаимодействие ТВЧ с металлами - процесс «скин-эффекта»

Глубина проникновения переменного тока в электропроводящий материал $\Delta_{\text{глуб}} = 5300 \sqrt{\rho / f}$, где ρ - удельное сопротивление; f - частота тока; μ - магнитная проницаемость.

б) Применение внешнего магнитного поля для увеличения глубины «скин-эффекта»

изобретение Родина Н.М. (1951): при подмагничивании μ увеличивается $\rightarrow \Delta_{\text{глуб}}$ растет (для стали достаточно 4500) но не сильно усложняется аппаратура.

в) Отпуск в условиях закалки и отпуска ТВЧ - процесс «скин-эффекта»

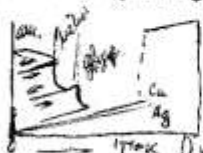
при закалке образуется аустенит с более высокой температурой, чем в обычных условиях; поэтому глубина закалки стали ТВЧ достигает 3-4 мм при отпуске: высокая скорость μ и высокая температура задерживают процесс закалки слоя (глубина $\Delta_{\text{глуб}} = 0,3-0,5 \text{ мм}$); труднее контролировать процесс.

г) Взаимодействие излучения ОКГ с поверхностью металлов - при малых плотностях

поточка излучения наблюдается эффект электроотжига с поверхности металлов (термохимический эффект). С ростом плотности потока излучения поверхность нагревается до температуры достаточной для выгорания и испарения металла. Глубина проникновения света не превышает доли мм. Происходит эффект отжига и закалки поверхностного слоя. Дефекты возникают в основном в краевых зонах и дуге облучения металла за счёт быстрого увеличения температурного градиента ($10^5 \div 10^6 \text{ град/см}$), вызывающего термомеханическую деформацию. В зоне прямого излучения водородной сварки происходит изменение структуры и механических свойств. Массовое еще не изучено.

д) Лазерная термообработка поверхности металлов - в лазерном режиме очень легко для обработки металлов, пресс-форм, деталей и т.д. Упрочнение поверхности металлов в лазерном режиме. Не происходит перегрева, деформации, трещины.

① В результате облучения сорбент отлуча с высокой плотностью делящихся



1. Конденсация метанов из газовой фазы и метанов - жидкофазных смесей

Рисунки Тк антропогенно не образуются; при $T_k > T^* > T_0 = 273^\circ \text{K}$ механизм "пер-перемещение-протекание"; при $T_0 > T^* > T_0 = \frac{1}{2} T^*$ механизм "пер-протекание"; при $T < T_0$ механизм "пер-вытеснение-протекание"; при $T = 4,2^\circ \text{K}$ механизм "пер-аномальное соотношение". Рассмотреть эффект ①

9к - эмиссионная лампа. Сечение катодной нити $5 \times 10^{-4} \text{ м}^2$.
 9р - эмиссионная лампа с подогревом катодной нити.

2) Gleichgewicht zwischen zwei Phasen

[illegible]

2) Физические свойства неводородовых металлов - инертный газ

НАНО КРИСТАЛЛЫ

Искусственные нанокристаллические материалы (как правило, металлы) образуются кристаллами с размерами в нанометровом диапазоне (1 нм - 100 нм). При этом в нанокристаллах отсутствуют дефекты кристаллической решетки (дислокации, вакансии, границы зерен и т.д.), что приводит к изменению их свойств. Например, нанокристаллические металлы обладают повышенной прочностью и пластичностью по сравнению с поликристаллическими материалами.

Нанокристаллы можно получать различными методами: механическим легированием, электролитическим осаждением, химическим осаждением из раствора, лазерной абляцией, газовой фазой и т.д.

Нанокристаллы находят применение в различных областях: в микроэлектронике, в катализе, в медицине, в энергетике и т.д.

2. Завалка Нингхих рачмист - Могучево Кучинский район и уезд

а) Разные скорости окисления на ступеньке

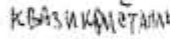
[illegible]

б) Физические свойства сплавов с аморфной структурой (металлы, сплавы)

Fe-Ni-Co сплавов ферромагнитными с магнитными насыщениями, при этом переходящих к ферромагнитным характеристикам для металлов с ферромагнитными магнитными. Однако, их можно лишь намагнитить и размагничивать. Магнитная проницаемость $> 350,000$, а коэрцитивная сила $H_c < 7 \cdot 10^{-3}$.

Хотелось бы отметить, что в настоящее время в России наблюдается тенденция к снижению уровня жизни населения, что может привести к снижению уровня жизни населения в целом.

по состоянию и статусу и методическим вопросам. Офицерские курсы в Армии и Военно-морском флоте СССР



6) свойства кристаллических сильно перемешанных бинарных сплавов
то перемешанные бинарные сплавы обладают повышенными свойствами (прочностью, вязкостью, деформацией) в сравнении с чистыми металлами (Fe - Al)

Vorbereitung des Unterrichts

3. Формирование вторичной структуры литых металлов.

а) полиморфизм лития карбонатов - при кристаллизации из расплава образуется несколько разновидностей кристаллов. В ходе кристаллизации из расплава эти кристаллы перестраиваются и образуют сетку, в которой кристаллы разорваны на $\sim 5-6^\circ$

8) репродуктивный период - при значительном увеличении гифов, при этом в гифах появляются спорангии, содержащие споры.

①

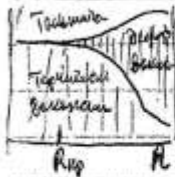
обор.

②

③ Структура псевдоаллов - твердые растворы замещения, представляющие собой флуктуирующие комплексы "n-вакансий + m-атомов инертного газа". При нагреве образуются твердые растворы внедрения (ионы концентратов). Возможно образование модификации с измененной кристаллической решеткой (Au-He тетрагонализация). При нагреве псевдоаллов происходит распад ^{сильно} пересыщенного твердого раствора с выделением микрокристаллов по границам зерен и на отдельных дислокациях. При дальнейшем нагреве происходит распухание псевдоаллов (с проявлением сверхпластичности) приводящее к сильному изменению физико-механических и тепловых свойств. Присутствие водорода в металле приводит к образованию паров H_2 и сильному окислению металла за счет комплексов "n-вакансий + m-атомов ин. газа + k-атомов водорода". Высокая коррозионная стойкость металлов, поверхность которых обработана в вакууме.

Атомы инертного газа первоначально образуют субмикрокристаллы в метал-лической матрице, высокие давления, в которой преобладает плавление. Так микрокристаллы Kr имеют $T_{пл} \approx 110\text{ K}$, а микрокристаллы Kr в Ni матрице плавятся лишь лишь в интервале 825 - 875 K. Нагрев выше этих температур приводит к возникновению газовой фазы.

$A_p v \approx A \exp(-\frac{E_b}{RT})$ 4. Закалка металлов от предравливых температур - E_b
 а) закалка стальных металлов - результатом закалки существенно от скорости $T = \frac{dT}{dt}$



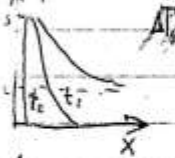
при умеренных скоростях фиксируются термические напряжения по $\frac{dT}{dt}$
 Вследствие высокой податливости ванн при высоких температурах она могут
 аннотироваться в процессе закалки на различных сточках, а также образовывать
 различные комплексы. Это затрудняет определение концентрации ванн при
 температуре закалки. Увеличение скорости охлаждения уменьшает влияние
 ванн; однако, резкая закалка приводит к возникновению термических
 напряжений и перемещению дислокаций, а следовательно к дополнительным
 напряжениям концентрации точечных дефектов, трудно поддающихся учету.
 Ван Бюрен показал, что $-\frac{dT}{dt} = v_d < v_{kr} = 5(1-\nu)\frac{\sigma_{kr}}{\alpha G R}$ и $R < R_{kr} = \frac{5(1-\nu)\sigma_{kr}}{\alpha G v_d}$
 здесь σ - коэффициент температурного расширения, $\alpha G R$ - ν - коэффициент Пуассона, α -
 коэффициент теплового расширения; G - модуль сдвига; σ_{kr} - критическое сдвигающее
 напряжение; R_{kr} - критический радиус и v_{kr} - минимальная скорость закалки

при которых не возникает пластической деформации в процессе охлаждения.
 Так при $R = 0,1 \text{ мм} \rightarrow v_{kr} = 1,7 \cdot 10^4 \text{ }^\circ\text{C/сек}$ для Cu и $1,5 \cdot 10^4 \text{ }^\circ\text{C/сек}$ для Mo , а для
 $v_d = 10^4 \text{ }^\circ\text{C/сек} \rightarrow R_{kr} = 0,13 \text{ мм}$ для Cu и $0,31 \text{ мм}$ для Mo . Но только верхнего предела
 существует и нижний предел скорости закалки v_{min} , определяемый условием загона
 дислокаций. Для Cu $v_{min} = 10^4 \text{ }^\circ\text{C/сек}$ и $1 \cdot 10^4 \text{ }^\circ\text{C/сек} < v_d < 1,7 \cdot 10^4 \text{ }^\circ\text{C/сек}$, а для
 Mo $v_{kr} < v_{min}$. Поэтому приходится $v_d \propto v_{kr}$, а минимальную концентрацию C_{d0} можно
 рассчитать по формуле $C_{d0} = \frac{v_{kr}}{v_d} = \frac{1}{v_d}$, где $v = K \exp(-\frac{E_b}{RT}) \frac{dT}{dt}$ (см. Ван Бюрен и др.)

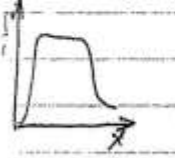
б) закалка углеродистых сталей - структура зависит от типа сплава.
 (см. Л. 2.2) по классификации Брэнна в 3-х случаях из 4-х скорости охлаждения не играют
 роль. Однако, в одном из случаев структура сплава зависит от скорости охлаждения
 при быстром охлаждении (закалке) фиксируется метастабильное состояние (Скорость
 охлаждения должна быть больше в сплавах с ОЦК решеткой). При медленном охлаждении (отжиге)
 в) закалка легированных сталей на фиксацию дефектов при закалке - за счет взаимно-
 действия ванн с кристаллической решеткой увеличивается их подвижность и закалка она
 является осуществимой при меньших скоростях охлаждения.

г) закалка концентрированных твердых растворов - основной путь создания пересыщен-
 ных твердых растворов в сплавах с различным соотношением легирующей с основным
 температуры. Критическая скорость охлаждения T_{cr} зависит от ΔT_c и R_{cr} .

5. Разрушение и деформация металлов при тепловом ударе - для хрупких



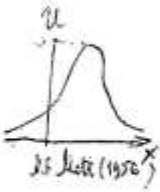
$\Delta T_c = \frac{\sigma}{\alpha E} = \frac{\sigma}{E \alpha} \sim \frac{\sigma}{E \alpha}$ в случае малой теплопроводности. При более
 высокой теплопроводности R необходимо учитывать: $\Delta T_{max} = \frac{\rho \sigma}{E \alpha} \cdot 3,25(1-\nu) = 1,8$
 Выразим $\rho \sigma / E \alpha$ и $\sigma / E \alpha$ через параметры теплового удара K_{th}
 Эти критерии, разработанные для хрупких материалов оказались недостаточными
 для металлов. Поведение последних определяется, в значительной мере,
 структурными факторами. Более термостойкими оказываются металлы
 а) в тех случаях, когда при тепловом ударе в них происходят фазовые
 превращения (пример: углеродистые стали) или введение водорода и растворение
 Металлы исследованы А.9 при разрушении материалов в результате теплового удара
 заключались в регистрации акустических сигналов, возникающих при разрыве образцов
 в виде расщепленных образцов. Из полученных сигналов можно было идентифицировать
 тип разрушения. Новый этап - когда тепловой удар производится с помощью
 электрического разряда. Исследования на кондуктивных Cu и W показали, что
 для Cu - сигнал А.9 имеет 0,2 сек и длительностью (образованию сигнала предшествует деформация
 для W - несколько сек, большие амплитуды и образование сетки трещин. Нет
 разрушения в $\alpha\text{-Fe}$ и У3 (для W - разрушения в FeSi , FeSn и А9)



Л 34 - Структура и свойства металлов при низких температурах и высоких давлениях

Влияние низких температур и ее прикладные аспекты. Обнаруженные и теоретически рассчитанные квантовые эффекты (сверхпроводимость, сверхтекучесть, сверхтекучесть и др.

свойства
R+8=1



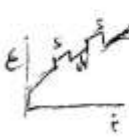
1. Низкотемпературная полупроводимость - в области низких температур

а) температурная зависимость ($E \neq f(T)$) - в моно-Сд при $T \rightarrow 0$, $2K$ по мере понижения T температурная зависимость становится $E \rightarrow 0$ ($E = A \exp(-E/kT)$)

б) механические свойства полупроводника - предположение о роли тепловых колебаний атомов в преодолении барьеров при движении дислокаций $E \approx 2\pi h/V_m$, где h - амплитуда, а V_m - механическая постоянная дислокации. М-масса дислокации на h механической постоянной.

2. Влияние перехода в сверхпроводящее состояние на подвижность дислокаций

а) влияние $N \rightarrow S$ перехода на скорость полупроводника - переход сопровождается с изменением магнитного поля при температуре T_N . В сверхпроводящем состоянии скорость полупроводника. Влияние обратное и может быть связано с изменением амплитуды на R_N и ее силе.



б) влияние $N \rightarrow S$ перехода на предел текучести -

понижение серии образцов при одинаковой температуре показало, что σ_s ниже в сверхпроводящем состоянии

в) влияние $N \rightarrow S$ перехода на упрочнение

г) влияние $N \rightarrow S$ перехода на устойчивость прочности - снижается также как возрастает предел текучести при T_N и снижается разупрочнение.

д) теория влияния $N \rightarrow S$ перехода на механические свойства - движение дислокаций тормозится электронами в нормальном состоянии. В сверхпроводящем состоянии взаимодействие со сверхпроводящими электронами слабое. Прозрачные процессы дислокации

3. Низкотемпературный полиморфизм - ниже - $100^\circ C$

а) установленные проявления низкотемпературного полиморфизма

при $-130^\circ C$ изоморфное аллотропическое превращение Ca (ПЦК, $\Delta V = 16\%$)

при $-195^\circ C$ превращение $O_2 K \rightarrow P_2 U Li$

при $-238^\circ C$ превращение $O_2 K \rightarrow P_2 U Na$

б) предположений низкотемпературный полиморфизм у некоторых металлов

основываются на появлении метастабильных модификаций при быстром охлаждении расплавов и, особенно, при конденсации паров металлов на охлаждающую подложку. Однако, такие эти модификации возникают под давлением

в) особенности механизма и кинетики низкотемпературных превращений

низкотемпературные полиморфные превращения происходят преимущественно по мартенситному механизму: основной трудностью на стадии зародков - центры новой фазы. Предположение о квантовых эффектах

г) образование метастабильных модификаций при диффузии в вакууме

превращение $O_2 K \rightarrow P_2 U Li$ в Li

65-19 000f

4. Свойства металлов в сверхглубоком вакууме - вакуумный металлургия.

Новая область техники направлена на получение чистых металлов и сплавов. Разработана и внедрена для нужд атомной промышленности и космической техники.

а) Характеристики вакуума - с точки зрения влияния на свойства металлов

Высокий вакуум - форвакуум ($10^{-1} \div 10^{-3}$ торр) - незначительные насосы; газоразрядные лампы; вакуум - термостаты

Вакуум ($10^{-4} \div 5 \cdot 10^{-6}$ торр) - диффузионные насосы; азотные лампы; ионизация - эмиттеры

Глубокий вакуум ($10^{-7} \div 10^{-9}$ торр) - турбомолы и газоразрядные лампы; ионизация - лампы - лампы

Сверхглубокий вакуум ($10^{-9} \div 10^{-13}$ торр) - ионизационные насосы; необходимы для нужд атомной

б) Состав остаточных газов - применение масс-спектрометрических аппаратур

позволяет определить парциальное давление остаточных газов в вакууме. Сейчас применяют серпентинную аппаратуру для анализа газа (РОМС, многокомпонентный анализ)

Диффузионность вакуума - зависит как от скорости откачки, так и от свойств металлов. Если скорость велика химически активные в-ва поглощаются процессом

в) Термические свойства и их применение в вакуумной металлургии - термостаты (печи)

печи, которые входят в вакуумный прибор для плавления и получения остаточных газов и паров (или выделяющихся во время работы). Распространены 2.1. по мощности печи в процессе работы - металлы, зольные лампы и лампы. Вспомогательные (Ва+Ва+Ва)

г) Вакуумная обработка металлов - общее значение для чистых металлов

Индукционная печь - наиболее распространена для получения высококачественных сплавов

Электродная печь - высокие КПД; применяется для плавки тугоплавких металлов

Самонагревающие печи - наиболее чистые условия, т.к. нет контакта металла с вакуумом

д) Очистка и выращивание монокристаллов в вакууме

Зонная очистка - при подложке расплава двумя монокристаллами (если нет полиморфизма)

Метод Цукерманского - выращивание из расплава на затравке

Псевдо-зонная очистка - выращивание монокристаллов после Екр или аналогичной печи зонной

е) Вакуумный отжиг металлов и сплавов - ранее уже применявшиеся при отжиге

отжиг холоднокатанной прокаточной стали для получения равновесной структуры

получение сверхпроводящего металла возможно лишь в условиях очень высокого вакуума

ж) Термовакuumная обработка металлов и сплавов - новый технологический процесс

Вакуумное рафинирование меди - повышение Р₀ за счет диффузии O₂ и растворение Fe и Zn. примесей в меди

→ вакуумное рафинирование меди - повышение Р₀ за счет диффузии O₂ и растворение Fe и Zn. примесей в меди

вакуумное рафинирование меди - повышение Р₀ за счет диффузии O₂ и растворение Fe и Zn. примесей в меди

вакуумное рафинирование меди - повышение Р₀ за счет диффузии O₂ и растворение Fe и Zn. примесей в меди

вакуумное рафинирование меди - повышение Р₀ за счет диффузии O₂ и растворение Fe и Zn. примесей в меди

вакуумное рафинирование меди - повышение Р₀ за счет диффузии O₂ и растворение Fe и Zn. примесей в меди

вакуумное рафинирование меди - повышение Р₀ за счет диффузии O₂ и растворение Fe и Zn. примесей в меди

вакуумное рафинирование меди - повышение Р₀ за счет диффузии O₂ и растворение Fe и Zn. примесей в меди

вакуумное рафинирование меди - повышение Р₀ за счет диффузии O₂ и растворение Fe и Zn. примесей в меди

вакуумное рафинирование меди - повышение Р₀ за счет диффузии O₂ и растворение Fe и Zn. примесей в меди

вакуумное рафинирование меди - повышение Р₀ за счет диффузии O₂ и растворение Fe и Zn. примесей в меди

вакуумное рафинирование меди - повышение Р₀ за счет диффузии O₂ и растворение Fe и Zn. примесей в меди

вакуумное рафинирование меди - повышение Р₀ за счет диффузии O₂ и растворение Fe и Zn. примесей в меди

вакуумное рафинирование меди - повышение Р₀ за счет диффузии O₂ и растворение Fe и Zn. примесей в меди

вакуумное рафинирование меди - повышение Р₀ за счет диффузии O₂ и растворение Fe и Zn. примесей в меди

вакуумное рафинирование меди - повышение Р₀ за счет диффузии O₂ и растворение Fe и Zn. примесей в меди

вакуумное рафинирование меди - повышение Р₀ за счет диффузии O₂ и растворение Fe и Zn. примесей в меди

вакуумное рафинирование меди - повышение Р₀ за счет диффузии O₂ и растворение Fe и Zn. примесей в меди

вакуумное рафинирование меди - повышение Р₀ за счет диффузии O₂ и растворение Fe и Zn. примесей в меди

вакуумное рафинирование меди - повышение Р₀ за счет диффузии O₂ и растворение Fe и Zn. примесей в меди

вакуумное рафинирование меди - повышение Р₀ за счет диффузии O₂ и растворение Fe и Zn. примесей в меди

вакуумное рафинирование меди - повышение Р₀ за счет диффузии O₂ и растворение Fe и Zn. примесей в меди

вакуумное рафинирование меди - повышение Р₀ за счет диффузии O₂ и растворение Fe и Zn. примесей в меди

вакуумное рафинирование меди - повышение Р₀ за счет диффузии O₂ и растворение Fe и Zn. примесей в меди

вакуумное рафинирование меди - повышение Р₀ за счет диффузии O₂ и растворение Fe и Zn. примесей в меди

вакуумное рафинирование меди - повышение Р₀ за счет диффузии O₂ и растворение Fe и Zn. примесей в меди

вакуумное рафинирование меди - повышение Р₀ за счет диффузии O₂ и растворение Fe и Zn. примесей в меди

135 - Пути достижения оптимального сочетания свойств за счет создания заданной структуры металлов

1. Современные методы достижения высокопрочного состояния в сталях и сплавах

Высокопрочное состояние - принимается условно $\sigma_B \geq 150 \text{ кгс/мм}^2$ и пластичность ($A_{\text{в}} \geq 4\%$).

Вид легирующих элементов более важен, чем вид обработки (по Момоу σ_B).

Получаются различные сочетания твердости и пластичности при обработке.

а) Потенцирование (patenting) - применяется для сталей Fe и Fe-Ni после их закалки в масле $t_{\text{жид}} = 550^\circ\text{C}$.

(0,45 ÷ 0,85% C) производится через ванну изотермического распада → типично пластичный сорбит.

Этот вид обработки при общей деформации 99% и остаточных деформациях 12-15% → 500 кгс/мм^2 (при $\delta 0,1$).

Для этого требуется сталь повышенной чистоты (выжигание серы) и алмазные фильеры (70% SiO_2).

б) Механо-термическая обработка (МТО) - термическая обработка сопровождается деформацией.

Виды МТО деформированных сталей → аустенитизация → охлаждение до $T_{\text{жид}} \text{ или } A_{\text{ц}}$.

деформация → закалка → отпуск: $\sigma_B = 280 \text{ кгс/мм}^2$; $\sigma_{\text{ц}} = 230 \text{ кгс/мм}^2$; $\delta = 9\%$; $\psi = 30\%$; $A_{\text{в}} = 4\%$.

Виды ВМТО лег. сталей → аустенитизация → деформация → закалка → отпуск → отпуск.

$\sigma_B = 240 \text{ кгс/мм}^2$; $\sigma_{\text{ц}} = 200 \text{ кгс/мм}^2$; $\delta = 9\%$; $\psi = 30\%$; $A_{\text{в}} = 5 \text{ кгс/мм}^2$.

в) Механо-термическая обработка (МТО) - деформация сопровождается термической обработкой.

Эта обработка производится в масле - за счет упрочнения распадаются дислокации.

Отпуск с наклепом - приводит к более эффективному заглавлению потенциальных очагов разрушения, возникающих в ходе упрочняющей обработки (здесь закалки).

Механо-термическая обработка - создается и сохраняется способность к упрочнению со скоростью заглавления потенциальных очагов разрушения при отпуске.

2. Устойчивость высокопрочного состояния в условиях эксплуатации

а) при повышенных температурах - применяется ТО после деф. упрочнения.

применяется безотверждающая (механо-термическая) обработка - закалка (или отпуск).

б) при повышенных нагрузках - после МТО, или после НМТО, или после ВМТО.

в) в агрессивных средах - (интерметаллическое растрескивание); или ХТО/МХ.

Коррозия металла - увеличивает частоту проверок.

3. Конструкционные свойства - прочность материала конструктивных элементов

Конструкционные, металлургические, технологические и эксплуатационные свойства.

Характеристики основные качества, определяющие надежность, долговечность и эксплуатационные свойства конструктивных элементов.

а) Факторы влияния на σ_k - конструктивные (материал, форма, размеры, нагрузка).

металлургические (состояние поверхности, качество обработки и др.) эксплуатационные (время работы, условия эксплуатации).

б) Определение σ_k - наиболее достоверный (по ГОСТ 9455-80) метод определения.

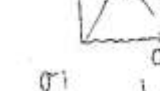
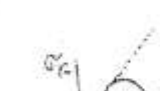
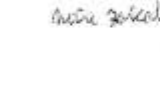
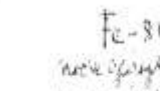
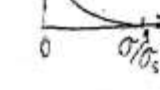
Обычно σ_k меньше σ_B (интерметаллическое растрескивание, коррозионное растрескивание, усталость).

Важные факторы влияния на σ_k : материал, форма, размеры, нагрузка, условия эксплуатации.

б) Механо-термическая обработка

в) Механо-термическая обработка

г) Механо-термическая обработка



- ① Качество стали (углеродистые и легированные $\leq 0,6\%C$)
 Качественная - содержание P и $S < 0,035\%$ применяют в мартеновских и конвертерных
 Высокочастотная (ст. А) - содержание $P, S < 0,025\%$ применяют в дуговых электропечах
 Особокачественная (ст. Ш) - содержание $P < 0,015\%$ и $S < 0,015\%$ применяют для изготовления деталей
Инструментальные стали ($> 0,8\%C$)
- ② Качество инструментальной стали должна содержать мало Mn и Si
 а) Природные композиционные материалы, получаемые на основе кристаллической
 и аморфной с составом близким к стехиометрическому. В результате такие
 материалы имеют прочностные свойства, которые равномерно распределены
 в объеме материала. Такие материалы могут
 работать при относительно высоких температурах, когда обычные композицион-
 ные материалы деградируют за счет диффузионных процессов.
- ③ б) Композиционные материалы - металлы - $Co-W$; $Ag-W$; $Cu-Ni$
стали - алюминиевые композиционные материалы - недостаточно деформиру-
емы при нагреве (за счет диффузионного взаимодействия)

4. Роль структуры в создании металлических материалов с особыми физическими свойствами

Особые физические свойства достигаются в результате процесса всего подбора состава сплавов, но в полной мере они формируются с помощью заданной структуры

а) Материалы с особыми магнитными свойствами - это, в первую очередь ферромагнетики (Fe, Co, Ni и сплавы на их основе, а также т.н. сплавы Холла-Ван-Альва, в которых в отдельности не ферромагнетики).

Текстурированные магнитно-мягкие материалы - наиболее распространенный материал: трансформаторная сталь 345 (0,06% C; 2,8 + 3,8% Si) после химической прокатки и вторичной рекристаллизации имеет ребровую текстуру (до 6 Мд/110) [100]; магнитная проницаемость после направленной прокатки (4000-7000 г/с) в 6 раз больше; потери в 2 раза меньше (при одинаковой кривой намагничивания трансформатора). Эффект усиливается при термической обработке (более pronounced эффект в сплавах Пермаллой (Fe-66 Ni), $\mu_{max} = 250 \text{ мГс/э}$; для сплава Супермаллой (Fe-79 Ni-5 Mo) $\mu_{max} = 1000 \text{ мГс/э}$

Термометаллическая обработка магнитно-жестких материалов - термическая обработка ферромагнетиков при температуре ниже точки Кюри в сильном поле (рост индукции). Алюмин (Fe-20-34 Ni + 11-18 Al + 4 Cu) $B_s = 5000 \text{ Гс}$; Минимакс (+18 Co) $B_s = 7500 \text{ Гс}$; Малмиско (Fe-13,5 Ni + 9 Al + 3 Cu + 24 Co) $B_s = 12300 \text{ Гс}$; $\mu_{max} \text{ Co}$ ①

б) Металлы и сплавы с особыми электрическими свойствами - пример атомной обработки получение сверхпроводящей структуры В-1 типа из ниобия-титана.

Термическая обработка сплавов высокого сопротивления (жестчайшие сплавы) высоколегированные твердые растворы: нихром (X15H60 и X20H80) $\approx 1 \text{ Ом} \cdot \text{мм}^2/\text{м}$; фекрал (X13Ю4 и X27Ю5) $\approx 1,3 \text{ Ом} \cdot \text{мм}^2/\text{м}$; изавелин (Cu-23 Mn-3 Al) $\approx 0,5 \text{ Ом} \cdot \text{мм}^2/\text{м}$ стабилизирующий структуру отстал при температурной выдержке при нагревании ②

Термическая обработка проводниковых материалов - в основном целью является серебро $\approx 0,0156 \text{ Ом} \cdot \text{мм}^2/\text{м}$, медь $\mu_{max} \approx 0,0175$; алюминий $\mu_{max} \approx 0,0290 \text{ Ом} \cdot \text{мм}^2/\text{м}$. Относительно привнес к некоторому возрастанию проводимости по сравнению со сплавами алюминия (Al + 0,6 Si + 0,4 Mg) после термической обработки $\rho \approx 0,0317 \text{ Ом} \cdot \text{мм}^2/\text{м}$ на 90% больше, чем Al по их прочности приближается к твердому - излучению меди. В последние годы также применяют биметаллические сплавы - алюминий-медь (пропан!)

Интерпретация и их термическая обработка - наиболее высокие значения Cu 99,99% $R_{200K} \approx 1000$; Al 99,999% $R_{200K} \approx 2500$. Эти материалы чувствительны к воздействию на воздухе и в вакууме или еще лучше на жидком гелии.

Термическая обработка заканчивается в вакууме или в высоком оттоке. Для меди титан отстал в окислительном вакууме (выход Fe из титана). ③

в) Сверхпроводники и их термическая обработка - промышленный интерес представляют неистинные сверхпроводники (сплавы Nb-Ti, комбинации Nb + Sn, Nb + Hf).

Задача термической обработки заключается в создании субструктуры (защита вихрей). Заданная термическая обработка сплавов с особыми теплофизическими свойствами - особая зависимость физических свойств от температуры.

Термическая обработка инваров - инвар (Fe-36 Ni) $\alpha = 1,2 \cdot 10^{-6}$; суперинвар (32 Ni + 56 Co) $\alpha = 0,5 \cdot 10^{-6}$; ковар (29 Ni + 14 Co) $\alpha = 4,5 \cdot 10^{-6}$; хромовый инварный сплав - инваритин. Термическая обработка эливаров - эливар (55-51 Fe + 35-37 Ni + 10-12 Cu) $\alpha = 0$.

Термическая обработка константанов - константан (58,5 Cu - 40 Ni - 1,5 Mn) $\alpha_p = 1$; манганин (86 Cu - 2 Ni - 12 Mn) $\alpha_p = 10$; европийный манганин (80 Ag - 17 Mn - 3 Sn) $\alpha_p = 0$.

применяют в составленном состоянии. Термическая обработка константанов - с резкой температурной обработкой манганина.

③ Порода из Вг высокой плотности обладает ^{более} сверхпроводимостью при температуре ^{жидкого} жидкого азота. Причина высокой температуры работы для сверхпроводников из Вг кроется в высокой дебаевской температуре этого материала в сочетании с малыми потерями в нем.