

Вопросы к экзамену по курсу «Прикладное материаловедение»

Оглавление

1. Рекристаллизационные процессы в деформированной стали и их роль в деформационно-термической обработке.....	2
2. Эвтектоидное превращение в сталях и его особенности в процессе ВТМИЗО.	4
3. Мартенситное превращение в сталях и его особенности в процессе ВТМО.....	5
4. Бейнитное превращение в сталях и его особенности в процессе ВТМИЗО.	6
5. Процессы, протекающие при отпуске сталей, и их роль при деформационно-термической обработке (ПТМО).....	6
6. Высокотемпературная ТМО сталей.	7
7. Технологическая схема и структурные изменения при контролируемой прокатке сталей.....	9
8. Особенности технологии НТМО и НТМИЗО.....	11
9. Технология ПТМО сталей.	11
10. Особенности технологии поверхностной закалки сталей ТВЧ.....	11
11. Особенности технологии лазерной термической обработки сталей.....	12
12. Процессы растворения и выделения дисперсных частиц. Роль дисперсных частиц в механизме роста зерен. 14	
13. Термодинамические расчеты взаимодействия газовых сред с поверхностью на примере реакции в углеродсодержащих средах.....	14
14. Основные механизмы диффузии в металлах. Объемная, граничная и реакционная диффузия. Схемы образования диффузионных слоев.	15
15. Математические трактовки диффузии. Возможные схемы диффузии в одно- и многофазных системах. 17	
16. Три типа кинетики диффузии элементов при ХТО.	17
17. Диффузия по механизму внутреннего окисления, образование частиц в диффузионных слоях.....	18
18. Кинетика реакций в газовой фазе при ХТО.....	21
19. Цементация стали. Карбюризаторы, стали для цементации.	23
20. Технология цементации стали, влияние различных факторов на результаты.	23
21. Структура и свойства цементованной стали.....	25
22. Режимы термической обработки цементованной стали.	25
23. Азотирование стали. Технология, структура и свойства азотированной стали.....	26
24. Высокотемпературная газовая нитроцементация сталей. Режимы последующей термообработки.....	28
25. Низкотемпературная газовая нитроцементация сталей.	30
26. Структура и свойства хромированной стали.	30
27. Структура и свойства алитированной стали.	31
28. Основные принципы технологии, структура и свойства силицированной и борированной стали.....	33

1. Рекристаллизационные процессы в деформированной стали и их роль в деформационно-термической обработке.

Деформационно-термическая (термомеханическая) обработка – это процесс, в котором упрочнение происходит при воздействии деформации выше или ниже температуры рекристаллизации на фазовые превращения с получением особых структур, обладающих свойствами, недостижимыми обычной ТО.

Полигонизация (образование субзерен в зернах), возврат и рекристаллизация – проходят при деформации.

При ТМО требуется избежать рекристаллизации – зафиксировать структуру. Так как отпуск уничтожает полигонизацию, после ВТМО используют низкий отпуск.

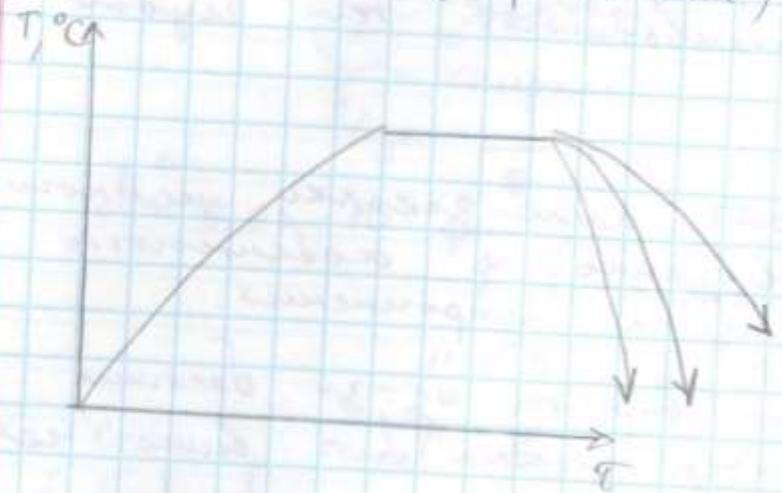
Мелкое зерно уменьшает устойчивость перлитного/бейнитного превращения, т.к. границы зерен – центры зарождения.

После ВТМО получается лучшая прочность и пластичность. Получается фрагментированный особый мартенсит, где часть углерода взаимодействует с дислокационной субзеренной структурой, создает дополнительное упрочнение, а частично обезуглероженный твердый раствор увеличивает пластичность.

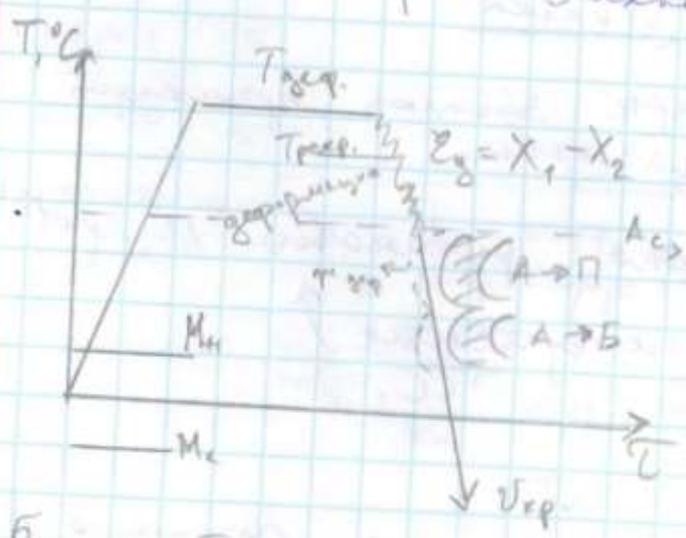
Зародыши преимущественно возникают в областях с наибольшей степенью локальной деформации (границы зерен, полосы деформации, включения и т.д.). Скорость зарождения резко возрастает с деформацией.

Технологический лазер - ?

Деформационно-термическая обработка
 ДТО = ТМО (термомехан)



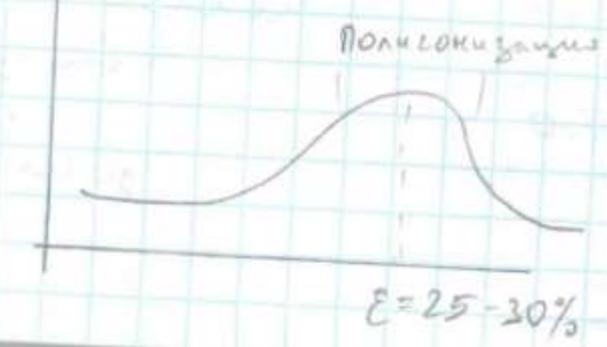
Полигониз, возврат, рекристаллизация - происходит при деформации
 контролируемая прокатка (холодная) с низкими температурами
 Высокие температуры. Механ. Обработка - ВТМО



мелк. зерно - для устойчивости
 перлитного/бейт. превр.
 т.к. границы - центры зарождения
 Мизк. отпуск
 200-220°C

$T_{деф} \approx 1250 - 1300^\circ C$

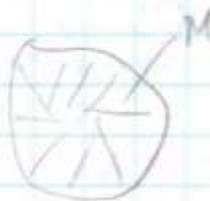
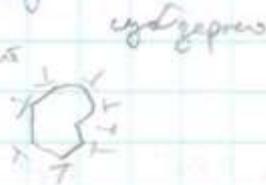
значит выше темпер. рекристал.



Полнотемпературная - превращает - стадия рекристал.
 Пред. избежать рекристал. Зафиксировать структуру

Полнотемп. - образ. субзерен в зернах

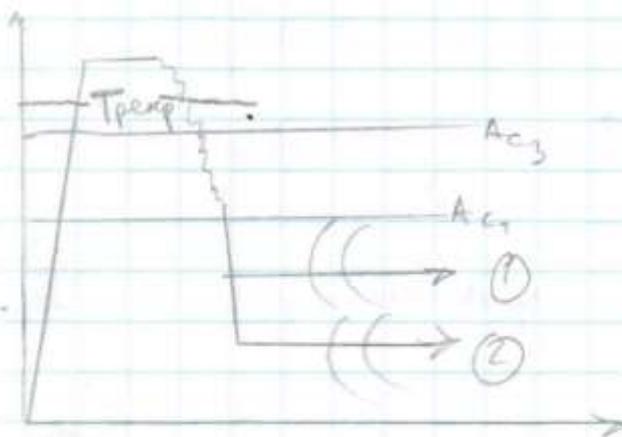
После ВТМО полнее лучше прок. и пластичность
 Но отпуск уничтожает полнотемп. Поэтому
 исп. низкий отпуск (~200°C)



Дискок пригас углерод

↓
 Мартенсит. матрица
 обезуглерожена

ВТМиЗО (изотермич.)



НТМО - низкотемп. мех. обр-ка
 Часто для супердуплекс ауст. стали

2. Эвтектоидное превращение в сталях и его особенности в процессе ВТМиЗО.

ВТМиЗО – высокотемпературная изотермическая термомеханическая обработка. Включает в себя либо изотермический отжиг в перлитной области, либо изотермическую закалку на бейнит той же целью получения фрагментированной структуры и значительного влияния на кинетику распада аустенита.

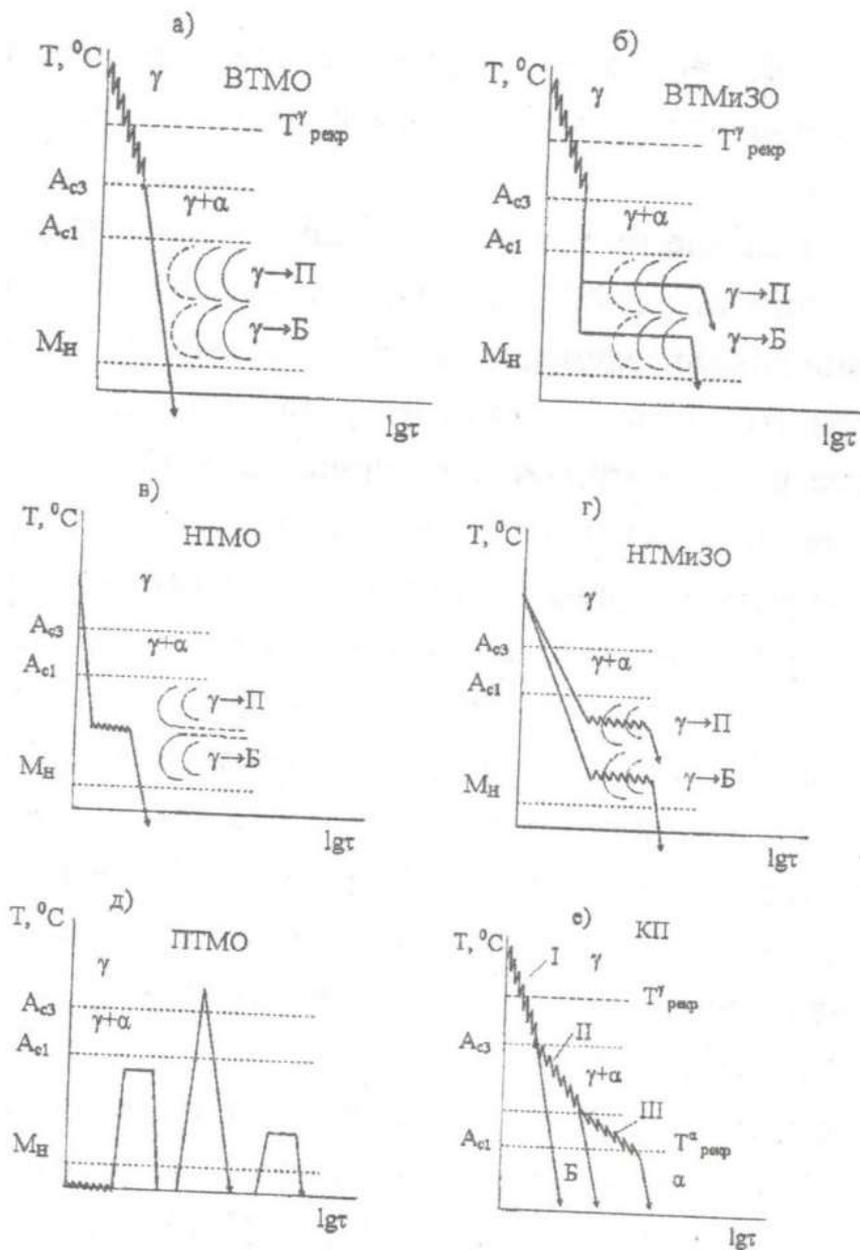


Рис. 42. Схемы основных видов деформационно-термической (термомеханической) обработок: *a* — высокотемпературная термомеханическая обработка (VTMO); *б* — то же, изотермическая (VTМиЗО); *в* — низкотемпературная (НТМО); *г* — то же, изотермическая (НТМиЗО); *д* — предварительная (ПТМО); *е* — три варианта контролируемой прокатки: γ -область, $(\gamma+\alpha)$ -область, α -область

3. Мартенситное превращение в сталях и его особенности в процессе VTMO.

VTMO – высокотемпературная термомеханическая обработка, включает в себя регулируемое деформационное воздействие со степенью обжатия 25-30% при температурах рекристаллизации 1200-1250°C с подстуживанием и паузой перед закалкой для развития полигонизации и далее закалкой на мартенсит и низким отпускком.

Получается фрагментированный особый мартенсит, где часть углерода взаимодействует с дислокационной субзеренной структурой, создает дополнительное упрочнение, а частично обезуглероженный твердый раствор увеличивает пластичность.

См картинку в 1 вопросе!

Стали в случае ВТМО имеют пониженный порог хладноломкости и пониженную степень легирования дефицитными элементами. Нужно учитывать, что деформация повышает критическую скорость закалки.

4. Бейнитное превращение в сталях и его особенности в процессе ВТМИЗО.

Бейнитное – промежуточное превращение аустенита. Оно имеет смешанные черты мартенситного и перлитного превращений.

ВТМиЗО – высокотемпературная изотермическая термомеханическая обработка. Включает в себя либо изотермический отжиг в перлитной области, либо изотермическую закалку на бейнит той же целью получения фрагментированной структуры и значительного влияния на кинетику распада аустенита.

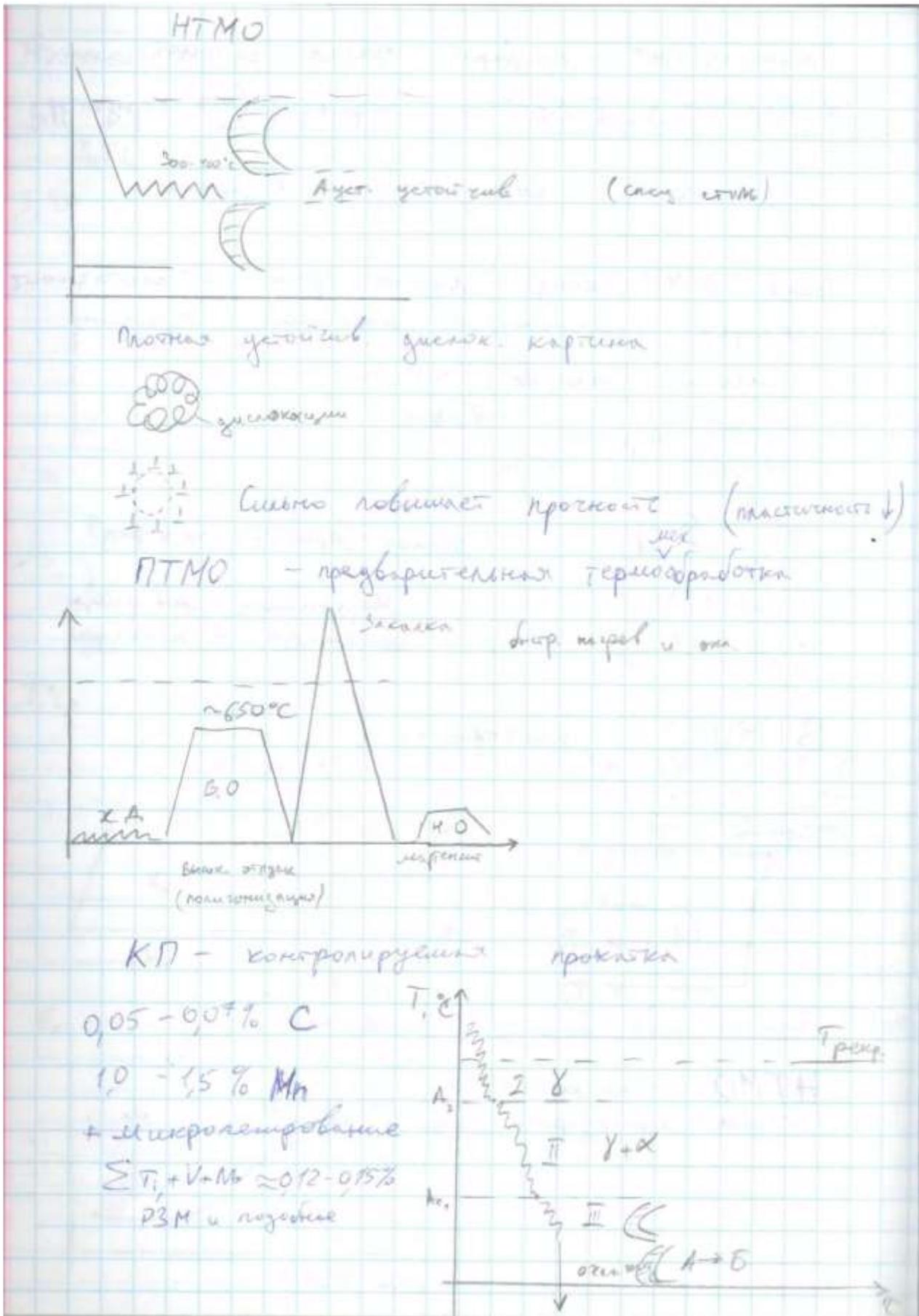
Определяющей особенностью бейнитного превращения является то, что оно протекает в интервале температур, когда практически отсутствует диффузия (самодиффузия) железа, но интенсивно протекает диффузия углерода.

Верхний бейнит образуется из переохлаждённого аустенита при температурах 500-350°C. Структура верхнего бейнита более грубая. Верхний бейнит имеет "перистое" строение и состоит из вытянутых частиц феррита в форме пластин и из параллельных им тонких частиц цементита. Частицы феррита в верхнем бейните имеют форму "реек" (толщина реек <1 мкм, ширина 5-10 мкм). Твёрдость и прочность сталей со структурой верхнего бейнита высоки, но пластичность понижена.

Нижний бейнит образуется из переохлаждённого аустенита при температурах 350-200°C. У нижнего бейнита игольчатое строение, похожее на строение мартенсита, а состоит он из тонких частиц карбида, расположенного в пластинках феррита, пересыщенного углеродом. Карбиды нижнего бейнита очень мелкие, благодаря этому **структура нижнего бейнита** является предпочтительной, так как обеспечивает высокую твердость и прочность стали и при этом сохраняет высокую пластичность.

5. Процессы, протекающие при отпуске сталей, и их роль при деформационно-термической обработке (ПТМО).

ПТМО – предварительная ТМО, где полигонизация следует при нагреве холоднодеформированного металла. При последующем быстром нагреве под закалку структура сохраняется и получаем тот же фрагментированный мартенсит, что и при ВТМО.



6. Высокотемпературная ТМО сталей.

См рисунок в 1. То же что и в 3 вопросе.

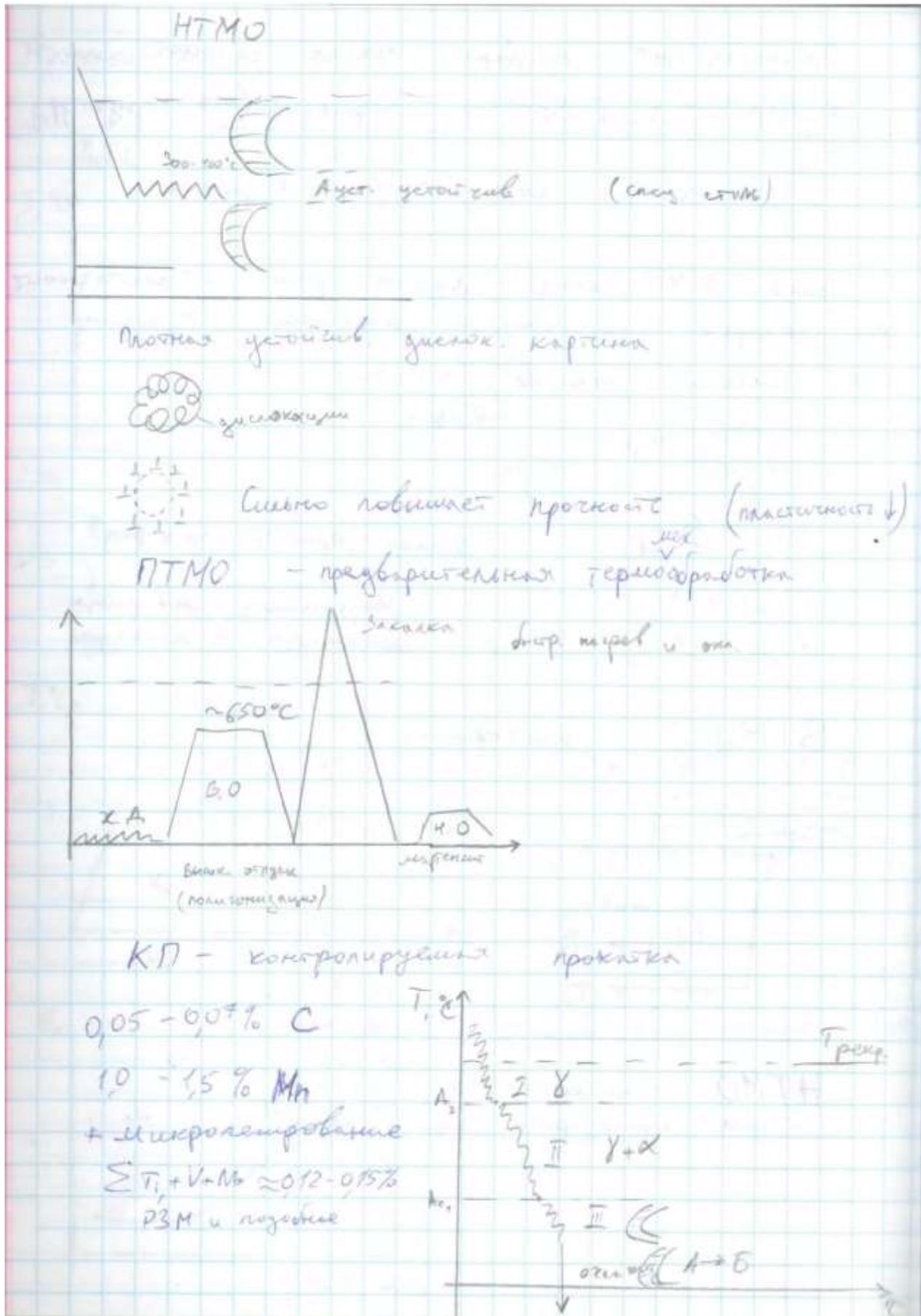
ВТМО – высокотемпературная термомеханическая обработка, включает в себя регулируемое деформационное воздействие со степенью обжатия 25-30% при температурах рекристаллизации 1200-1250°C

с подстуживанием и паузой перед закалкой для развития полигонизации и далее закалкой на мартенсит и низким отпуском.

Получается фрагментированный особый мартенсит, где часть углерода взаимодействует с дислокационной субзеренной структурой, создает дополнительное упрочнение, а частично обезуглероженный твердый раствор увеличивает пластичность.

Стали в случае ВТМО имеют пониженный порог хладноломкости и пониженную степень легирования дефицитными элементами. Нужно учитывать, что деформация повышает критическую скорость закалки.

7. Технологическая схема и структурные изменения при контролируемой прокатке сталей.



II - благодаря микт. дефектам феррит образ на границах зерен в крист. (получ. миктес-во мелких зероидов)

III - деформ. в интервале фазов. реакции феррита

Получ. зерно ~ 10 нм крайне мелкое
 высокий предел текучести

$$\sigma_T = \sigma_0 + \frac{f}{\sqrt{D_3}}$$



N, C, O

Cr, Al, Si, ... B

Введение лег эл-тов в поверхность слоя путем диффузии на поверхности при T° на глуб. 0,05-30 мкм

- Износостойкость
- Контактн. усталость
- корроз. св-ва
- мех. св-ва

}

 N - нитрирование
 C - карбонизация (цементация)
 O - окисление

}
 Нитроцементация

}

 Cr - хромирование
 Al - алитирование
 Si - силицирование

}
 Внеш. защита (защ.)
 Хемисорбция (хемс)
 Пограничный слой не реагирует с об-т
 внутр. защита

Легирование

Процесс имеет три основных ступени. В основном используется I и II. Для этой технологии разработан ряд специальных сталей (низколегированных, малоуглеродистых) с 0.05-0.07% C, 1-1,5% Mn и малые добавки Nb, Zr, Ti, V, PЗМ. Основной способ получения сверхмелкого зерна заключается в I и II стадиях рекристаллизационных процессов, а также перерекристаллизации в области гамма+альфа (2 стадия) т блокировки миграции границ за счет управляемых выделений карбидов, нитридов и карбонитридов легирующих элементов. В двухфазной области дефекты, порожденные деформацией, генерируют массовое

гетерогенное зарождение при полиморфном превращении зародышей феррита, а так как эта область лежит выше температуры рекристаллизации феррита, то в дальнейшем идет управление структурообразованием именно этой структуры, а не аустенитной. В результате КП можно получить бейнитную структуру разной морфологии либо феррит с предвыделениями аналогично процессу старения.

8. Особенности технологии НТМО и НТМИЗО.

Первая картинка в 7

Процесс проходит ниже температуры рекристаллизации аустенита. Деформация высокими обжатиями (75-90%) производится в области устойчивого переохлажденного аустенита между перлитным и бейнитным распадом (400-500°C) с дальнейшей закалкой на мартенсит. Развитая дислокационная структура аустенита наследуется мартенситом, что дает очень высокие показатели прочности (3000 МПа), но пластичность оказывается небольшой, а хрупкая прочность недостаточной.

При НТМиЗО деформация производится либо в перлитной, либо в бейнитной области создавая особые нетрадиционные структуры конечных продуктов.

Деформация вызывает наклеп аустенита, рекристаллизации же в этих условиях не происходит. Затем проводится закалка: образуется мартенсит, который, как и в предыдущем способе, наследует дислокации, а значит и упрочнение, полученное при деформации. Здесь устранен недостаток первого способа, так как рекристаллизация практически отсутствует, и потому наиболее полно используется эффект упрочнения от наклепа. Однако технологически этот способ сложнее, так как трудно осуществлять обработку давлением в таком узком интервале температур.

9. Технология ПТМО сталей.

Так же, как и 5 вопрос.

ПТМО – предварительная ТМО, где полигонизация следует при нагреве холоднодеформированного металла. При последующем быстром нагреве под закалку структура сохраняется и получаем тот же фрагментированный мартенсит, что и при ВТМО.

10. Особенности технологии поверхностной закалки сталей ТВЧ.

Индукционный нагрев вихревыми токами.

Используется сталь 110ПП (Пониженной Прокаливаемости – очищенная от примесей) С ~ 1.10%

Чем больше прокаливаемость, тем глубже закаленный слой. При ТВЧ твердость после закалки немного выше (2-3 ед.) связано с особенностью дислокационного механизма упрочнения.

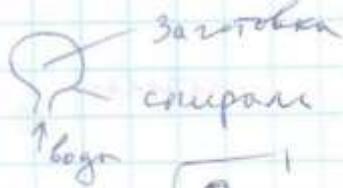
Зерно не успевает вырасти из-за больших скоростей. Температура должна быть выше чем при традиционной термообработке.

Такая процедура придает металлу высокую механическую прочность на трение и истирание.

У поверхностной закалки токами высокой частоты есть ряд преимуществ:

- высокая твердость,
- высокая производительность,
- любой уровень глубины закаленного слоя детали,
- отсутствие окалины,
- возможность закалки деталей любых форм,
- возможность внедрения полной автоматизации закалки.

Индукционный нагрев - ТВЧ - Бухревичем



до 250 ГГц $\Gamma_{\text{ч}}$

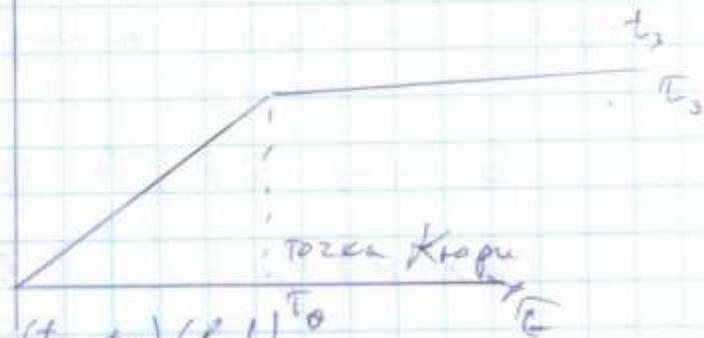
$$d = 5,03 \cdot 10^3 \sqrt{\frac{\rho}{\mu \cdot f}} \quad \text{— частота}$$

$$\mu = 10 - 90 \quad 15^\circ\text{C}$$

$$\mu = 2 \quad \sim 850^\circ\text{C} \quad \text{магнитн. преобраз.}$$

Сталь	$f, \Gamma_{\text{ч}}$	$d, \text{мм}$
	50	71
	500	21
	2500	10
	10 000	5
	50 000	2,2
	250 000	1,0

$T, ^\circ\text{C}$



$$V_{\text{ср}} = \frac{(t_3 - t_0)(l - h)}{(\tau_c - \tau_0)h}$$

сред. по выш. темп. до точки Кюри

t_3 - темп. закалки

t_0 - темп. точки Кюри

τ_c - время до темп. закал.

τ_0 - до точки Кюри

l - длина образца в мм

h - высота индуктора в мм

11. Особенности технологии лазерной термической обработки сталей.

Не требует атмосферы. Закалка происходит в атмосфере самой заготовки.

Энергия до 10^8Вт/см^2 для рубиновых лазеров. Обычно используют импульсные (рубиновый) и газовые на CO_2 .

Основной целью лазерного термоупрочнения сталей, чугунов и цветных сплавов является повышение износостойкости деталей, работающих в условиях трения. В результате лазерной заковки достигаются высокая твердость поверхности, высокая дисперсность структуры, уменьшение коэффициента трения (благодаря сохранившемуся графиту в чугунах), увеличение несущей способности поверхностных слоев и другие параметры.

Сталь 110 ПП
 повышенной прокаливаемости (очищенная от примесей)
 $C \sim 1,10\%$

Чем больше прокаливаемость, тем глубже закаленный слой.

При ТВЧ твердость после заковки меньше (2-3 ед) вследствие дислокации. Механизм упрочнения.

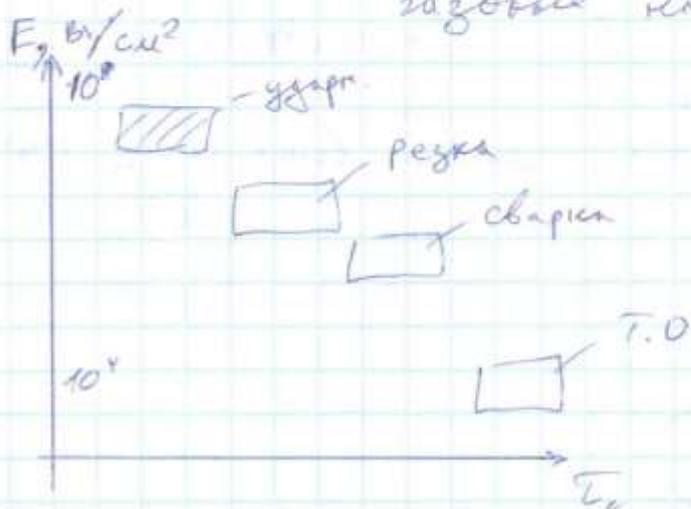
Зерно не успевает вырасти из-за больших скоростей. Температура должна быть выше чем при традиц. термобработке.

Заковка в дуэ - детали постепенно опускаются нагревается / заковка закалил закалил

Лазерная заковка

не требует атмосферы. Заковка происходит в атмосфере самой заготовки.

до 10^3 Вт/см² для рубиновых лазеров
 обычно исп. импульсные и газовые на CO₂



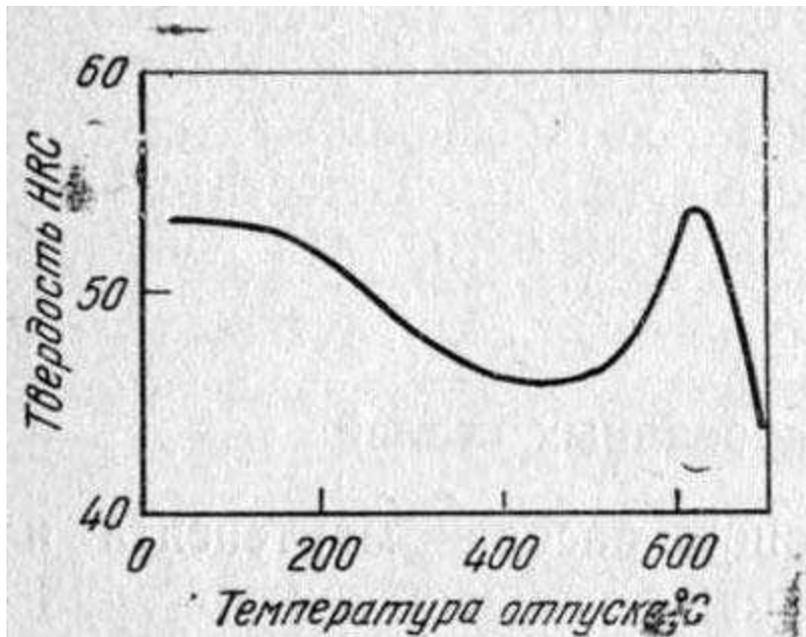
Оптимально $d \sim 2$ мм

 для сканера (матрицы) для импульсн. лазер

12. Процессы растворения и выделения дисперсных частиц. Роль дисперсных частиц в механизме роста зерен.

Дисперсионное твердение — упрочнение за счет выделения из пересыщенного твердого раствора большого количества частиц второй (мелкодисперсной) фазы. За счет того, что частицы мелкодисперсной фазы препятствуют перемещению дефектов кристаллической решетки (дислокаций), сплав упрочняется.

Первичные карбиды выделяются при кристаллизации стали после литья, вторичные образуются в процессе отпуска стали. Карбиды тормозят рост зерен.



Свойственно быстрорежущим сталям.

13. Термодинамические расчеты взаимодействия газовых сред с поверхностью на примере реакции в углеродсодержащих средах.

Взаимодействие компонентов газовой фазы со сталью определяет поверхностную концентрацию углерода. Распределение углерода по глубине цементованного слоя зависит от скорости диффузии углерода и в первом приближении хорошо описывается решением дифференциального уравнения второго закона Фика для полубесконечного тела:

$$\frac{C_{x,\tau} - C_{исх}}{C_{пред} - C_{исх}} = 1 - \operatorname{erf} \frac{x}{2\sqrt{D\tau}}, \quad (10)$$

где $C_{x,\tau}$ — содержание углерода в точке, расположенной на расстоянии x от поверхности через время τ , %; $C_{исх}$ — исходное содержание углерода в стали, %; $C_{пред}$ — предельная концентрация углерода, установившаяся на поверхности с момента начала цементации, %; $\operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{D\tau}} \right)$ — интеграл вероятности или функция ошибок Гаусса (табл. 32); D — коэффициент диффузии углерода в γ -Fe, $\text{см}^2/\text{сек}$; τ — время цементации, сек; x — глубина слоя, см.

Данное уравнение применимо для случая, если концентрация на поверхности равна углеродному потенциалу среды и процесс лимитируется только диффузией углерода вглубь. Значение коэффициента диффузии углерода в нелегированном аустените рассчитывается по формуле:

$$D_c(\gamma - \text{Fe}) = (0,07 + 0,06\%C) e^{\frac{-32000}{RT}} \text{ см}^2/\text{сек.}$$

Тип карбюризатора, температура и время процесса, наряду с исходным содержанием углерода в стали и её легированность существенно влияют на результаты цементации.

14. Основные механизмы диффузии в металлах. Объемная, граничная и реакционная диффузия. Схемы образования диффузионных слоев.

Обменный механизм – наиболее затруднительный. Вакансионный механизм – наиболее возможный.

Перемещение при краудсионном механизме диффузии подобно распространению волны: каждый атом смещается на малую величину, а возмущение распространяется быстро. В твердых растворах внедрения основным механизмом перемещения примесных атомов небольшого размера является межузельный.

Объемная диффузия — д. в объеме материала; хар-риз. наиб. высокой величиной энергии активации и низким значением коэфф. диффузии по ср. с пов-тной и зерногр. диффузиями;

Зернограничная диффузия - Д. по границам зерен. Коэфф. д. по границам зерен на неск. порядков больше, чем внутри зерна. Энергия активации з.-г.д., Q_{jr} , значительно меньше, чем объемной Q^{\wedge} .

Реакционная диффузия - диффузия, сопровождаемая фазовыми превращениями, происходящими в результате взаимодействия диффундирующих элементов.

← коэф. массообмена

$$\beta = \beta (c - c') = D/\delta (c - c')$$

$$\beta = \frac{D}{\delta}$$

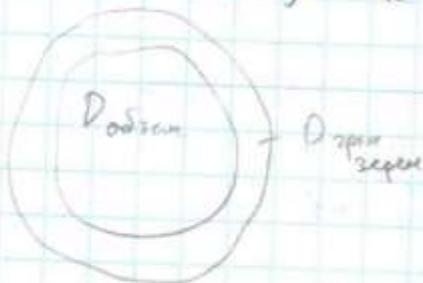
$$U_k = k c'$$

скор. р-ции

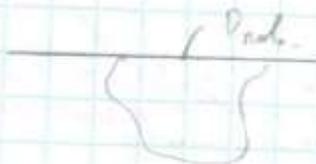
k^* - комб. суммар. микроскоп. р-ции (массообмен + скор. реакции)

$$\frac{1}{k^*} = \frac{1}{k} + \frac{1}{\beta} = \frac{1}{k} + \frac{\delta}{D}$$

Если $k \gg \beta$ $k^* = \beta$ минимизирует процесс
 $k \ll \beta$ $k^* = k$ ($c' = c$)

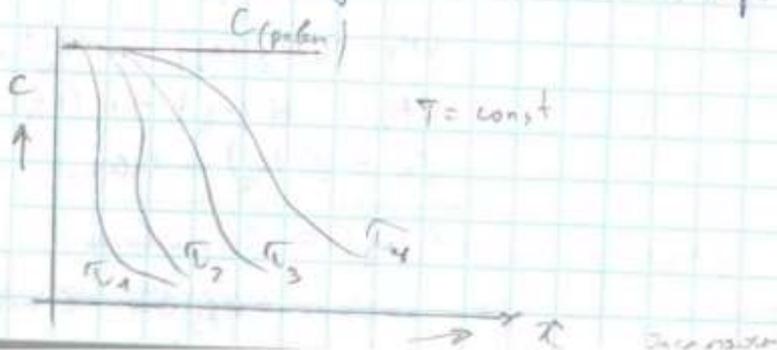


$$\frac{D_{г.з.}}{D_{об.}} = 10^3 - 10^6$$

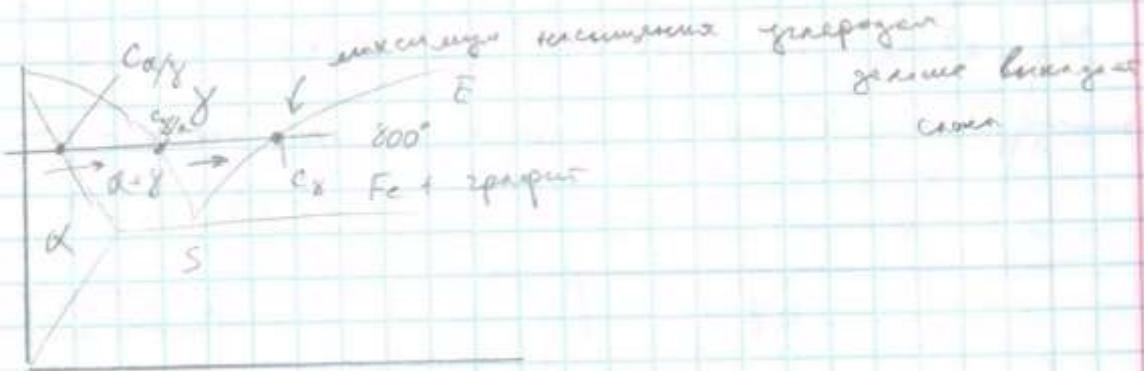


р-ция проходит быстро, D не учитыв. на пов-ти
 Зависит от геометрии

По ур. Фика можно рассчитать распредел. ΔL -та по глубине от темпер. и вр.



H, N, C, O, B внедрение. По метатермидам. D от. большой



C_г, Mo, W, V, ... вакансионный мех. дифф. (движ. по ваканс.)

В оцк всегда быстрее ГЦК
Чем плотноупакован., тем коэф. диффузии меньше

Ур-ние Фика:

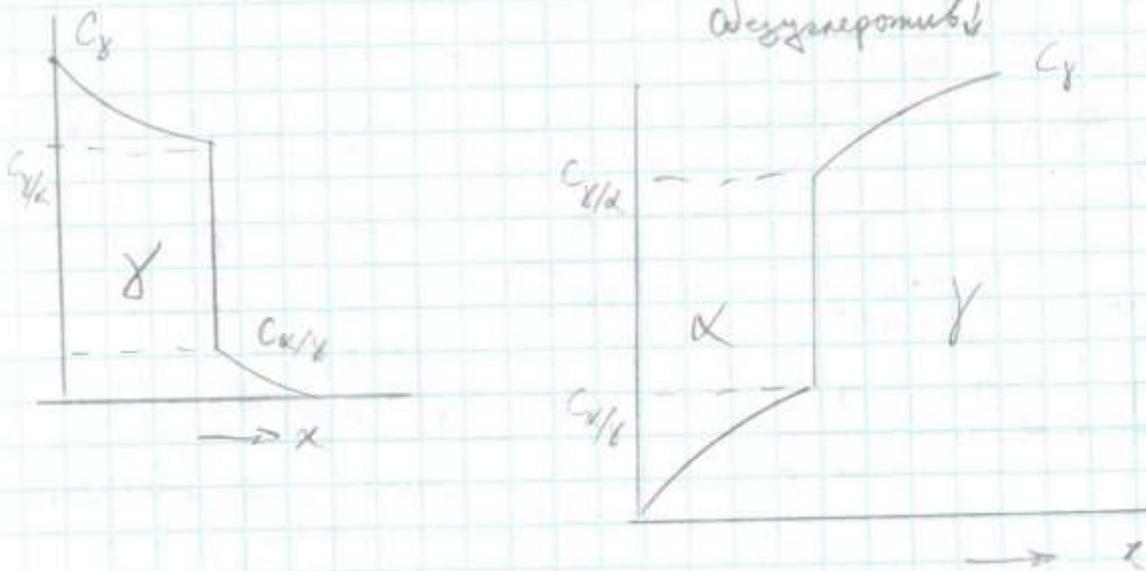
$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2}$$

$$J = -D \text{grad} c$$

Для однофазного тв. р-ра ↑

Реакционные (реактивные) диффузии

Абсолютно



15. Математические трактовки диффузии. Возможные схемы диффузии в одно- и многофазных системах. См картинки выше

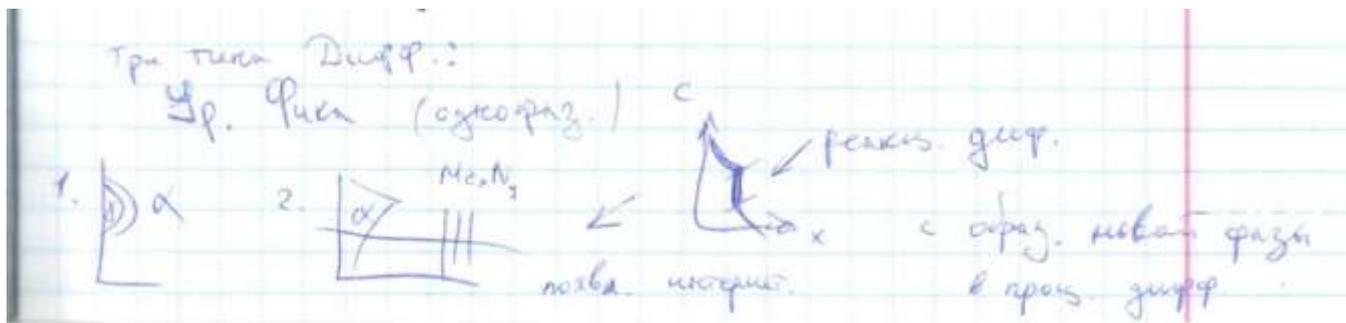
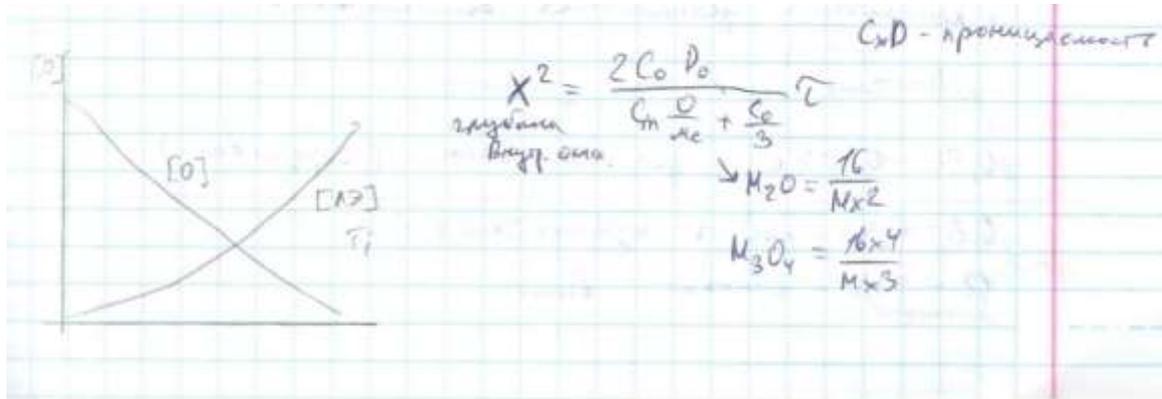
16. Три типа кинетики диффузии элементов при ХТО.

1 – однофазный. Исп. Уравнение Фика.

2 – появляется интерметаллид. Реакция диффузии с образованием новой фазы в процессе.

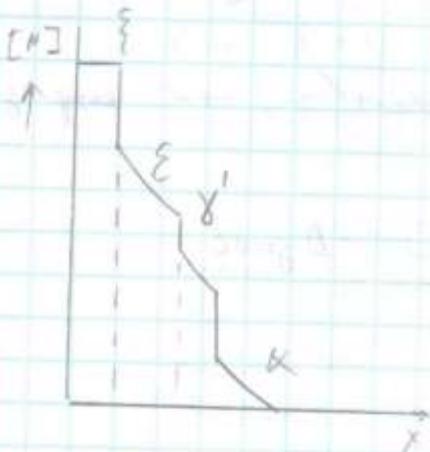
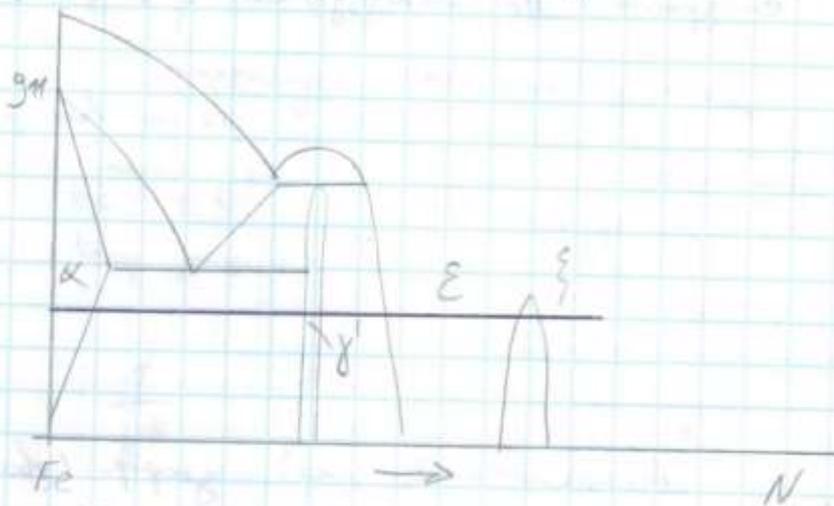
3 – в процессе диффузии элемента создается движущийся фронт из образующихся множественных частиц (стоков) выделений, состоящих из соединения быстро диффундирующего элемента и легирующего элемента матрицы, обладающего, большим химическим сродством к первому. Обычно реализуется при диффузии элементов внедрения. Образующиеся стоки очищают фронт диффузии от легирующего элемента и дальнейший подвод вещества происходит по твердому раствору.

Диффузионный фронт по типу старения – образование фазы с л.э. Рост стоков. (O, N).

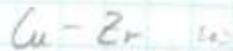


17. Диффузия по механизму внутреннего окисления, образование частиц в диффузионных слоях.
Диффузия по механизму внутреннего окисления

1305

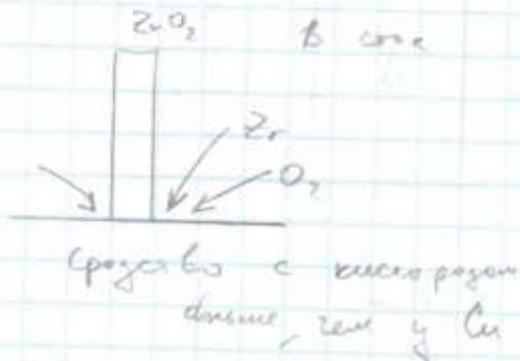
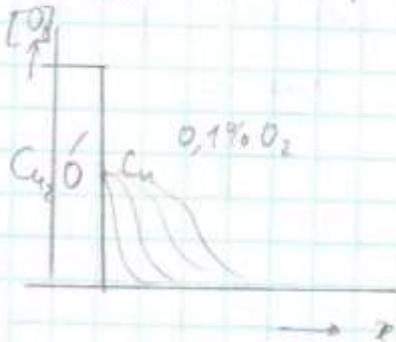


Кинетика по механизму внутр. окисления



Cu 0,1% O_2 / растворимость

ZnO_2 конц на границе с окисью и deg const 0,1%



Связано с микропорозной структурой, разл. D Cu

Подокалина

Черный оксид $\geq 13\% Cr \rightarrow Fe_2Cr_3O_4, Cr_2O_3$

Окалина - почти абсолютно черное тело (исключ. излучение)

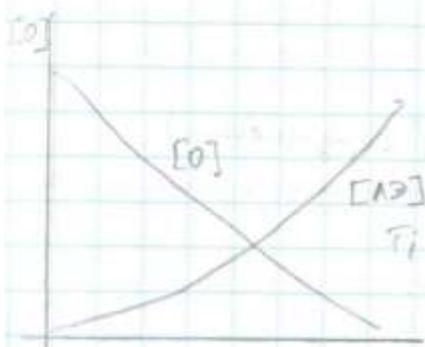
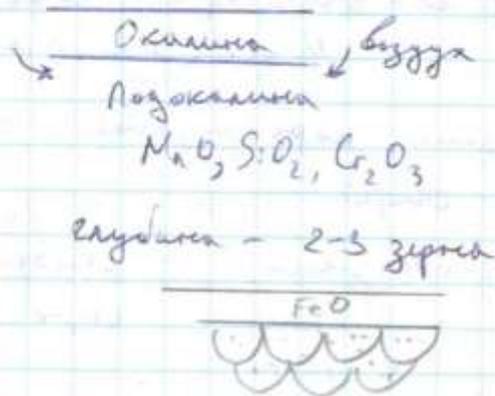
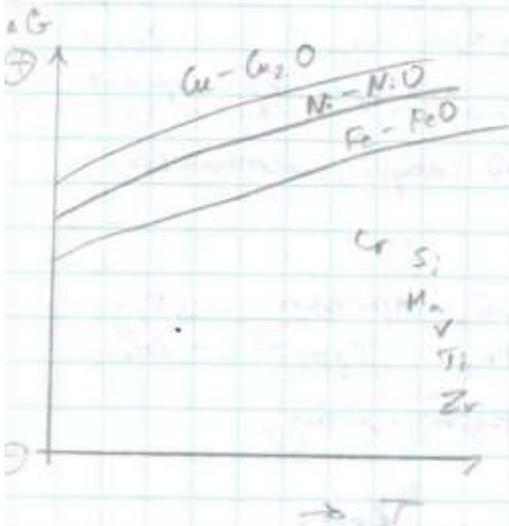
FeO, Fe_3O_4, Fe_2O_3

Окалина $\{ FeO, Fe_3O_4 + Fe_2O_3$

$FeO \sim 50\%$

$Fe_3O_4 + Fe_2O_3 \sim 50\%$

Если есть легирующ. эл-ты обладающ. большим средством к O_2 , чем Fe, то они образуют подокалину (внутр. окисление)



$$X^2 = \frac{2C_0 D_0}{C_m \frac{D}{\lambda} + \frac{C_0}{3}} \tau$$

глубина
внутр. окисл.

$$\rightarrow H_2O = \frac{16}{M \times 2}$$

$$H_3O_4 = \frac{16 \times 4}{M \times 3}$$

$C \times D$ - пропускательность

Если есть легирующие элементы, обладающие большим средством к O_2 , чем Fe, то они образуют подокалину.

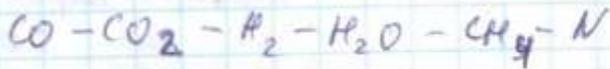
Окалина - почти абсолютно черное тело исключая излучение

18. Кинетика реакций в газовой фазе при ХТО.

$$a_c = \frac{a_c^{1,1} \cdot a_c^{1,2} \cdot a_c^{1,3}}{(a_c^0)^{1,1}}$$

Кинет. компонент
Чистое тело

Для многокомпонентной системы

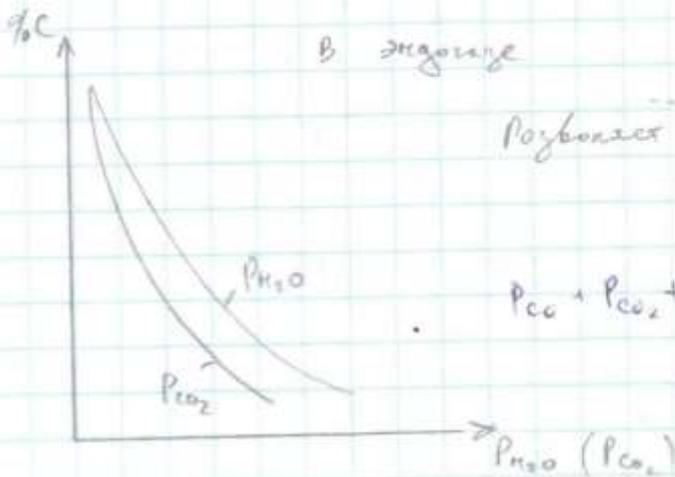


ТО хорошо в условиях глубокого вакуума.

Рез. химия металлов "клин"

$$\frac{O}{H}, \frac{C}{H}, \frac{O}{C} - const$$

$$\frac{P_{CO_2} + P_{CO} + P_{CH_4}}{P_{H_2} + P_{H_2O} + 2P_{CH_4}} = A \quad (4)$$

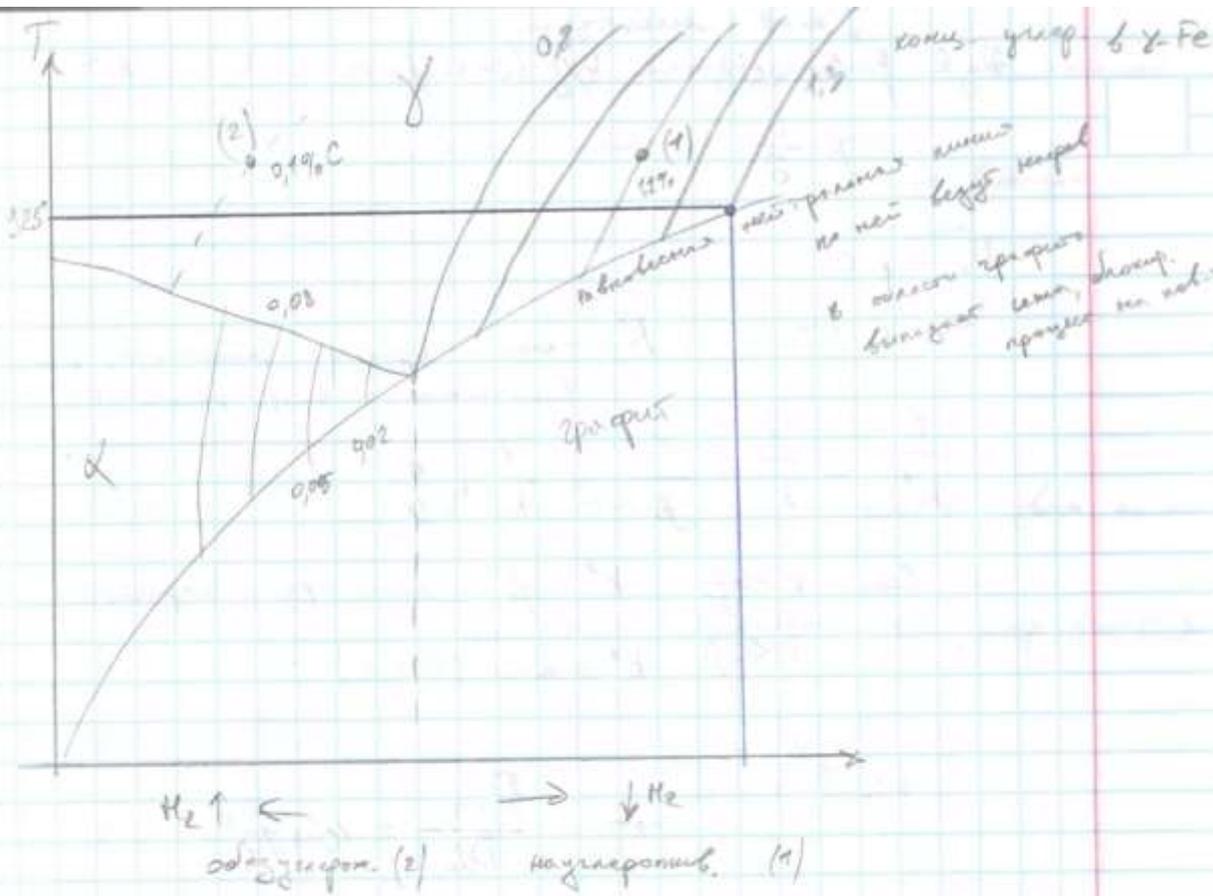


Позволяет контролировать процесс (атмосферу)

$$P_{CO} + P_{CO_2} + P_{H_2} + P_{H_2O} + P_{CH_4} = 1 - N \approx 0,6 (5)$$

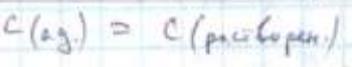
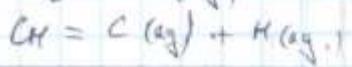
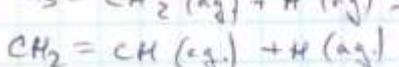
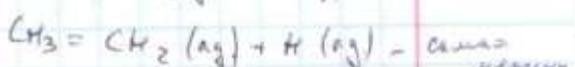
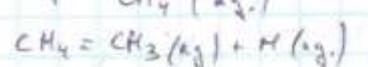
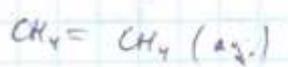
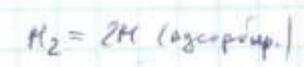
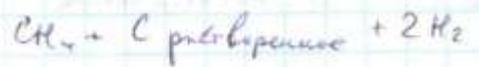
Исп. индикатор - кислород. датчик, с помощью которого контролируется атмосфера.

Схема контроля углеродного потенциала реализована для каждой легир. стали отдельно



Кинетика

$\delta \downarrow$ — газ — \rightarrow C — конв. на ад-ти зависит от температуры и ад-ти
 \uparrow



$H \text{ (аг.)}$ отр. в ад-ти

Скор. р-ции: $v = \frac{dC}{dt} = kC$

$$v_g = \beta (c - c') = \frac{D}{\delta} (c - c')$$

$$\beta = \frac{D}{\delta}$$

$$v_k = k c'$$

$$\frac{1}{k^*} = \frac{1}{k} + \frac{1}{\beta} = \frac{1}{k} + \frac{\delta}{D}$$

$$\text{Если } k \gg \beta \quad k^* = \beta \quad \text{минимизирует процесс}$$

$$k \ll \beta \quad k^* = k \quad (c' = c)$$

← Коэф. массообмена
 * - конст. суммар. микроскоп. р-ции (массообмен + скор. реакции)

19. Цементация стали. Карбюризаторы, стали для цементации.

Цементация – науглероживание, насыщение поверхности стальной заготовки углеродом.

Твердый карбюризатор – обычно 20% св. + 80% отработанного. Древесный уголь с добавкой солей.

Жидкий карбюризатор – этиловый спирт, метиловый, уайт-спирит.

Газообразный – метан, СО, пропан и т.д. Смешивают с эндогазом.

Стали для цементации: малоуглеродистые (0.15-0.25%), экономнолегированные (25ХГТ-25ХГМ), хромоникелевые (18Х2Н4МА, 20ХГНТР).

20. Технология цементации стали, влияние различных факторов на результаты.

Температура 925 град. 1,3% науглерож. Заэвтектоидные стали нельзя закаливать при такой температуре поэтому сначала её снижают до Ас1.

Допустимо ост. Ауст. – 20%

Поверхн. Конц 0,8-0,9 – высокая износостойкость; 1,2-1,3 – высокие значения контактной усталостной выносливости. Глубина обычно 0,5-2,0 мм.

Карбидообраз. Элементы понижают активность углерода и снижают коэффициент диффузии, повышают равновесную концентрацию углерода в поверхностном слое. Si, Ni – действуют наоборот.

$T_4 = 325^\circ\text{C}$

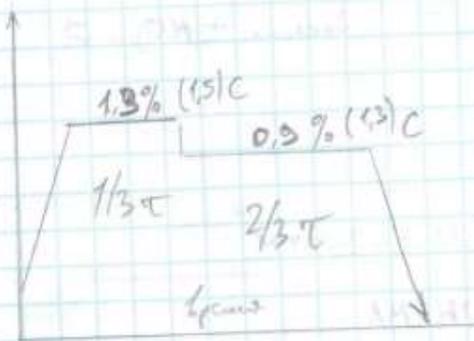
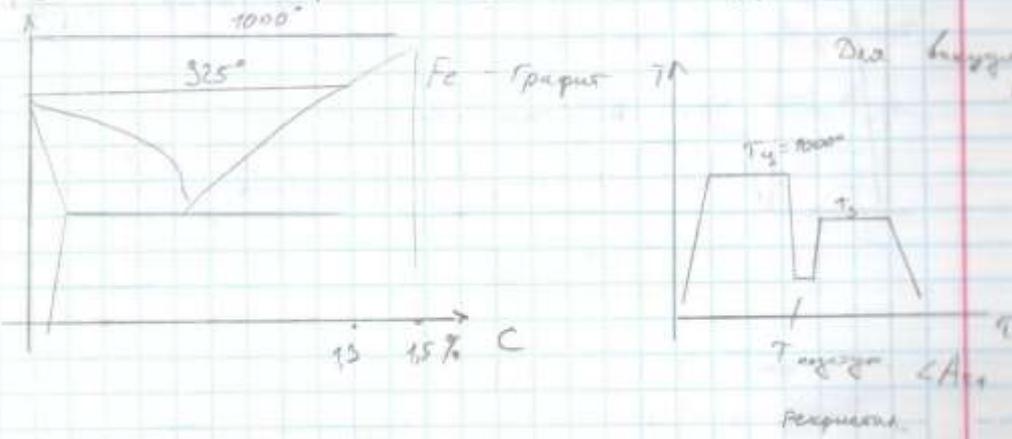
(13% - карбидов)

Зависит от того, насколько замедлено при такой температуре

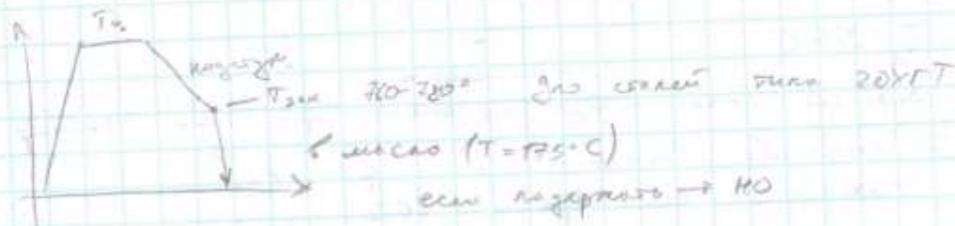
⇒ скорость сокращения ее до A_{c1} зависит от $A_{c2} \sim 20\%$

$T_5 = 1000^\circ\text{C}$ для выжигания негашеной

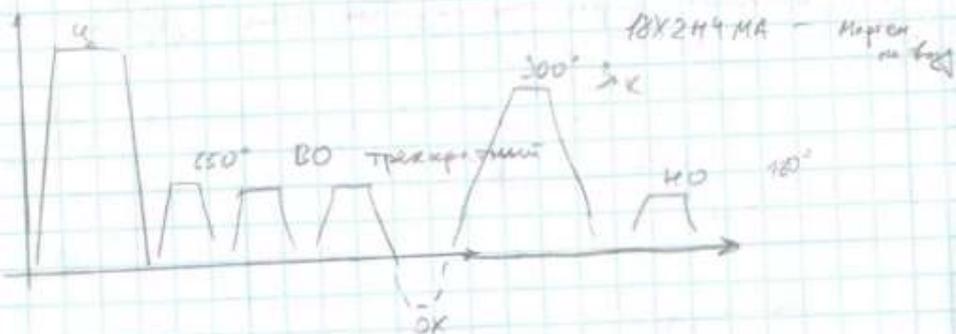
Большое зерно → уменьшение зерна

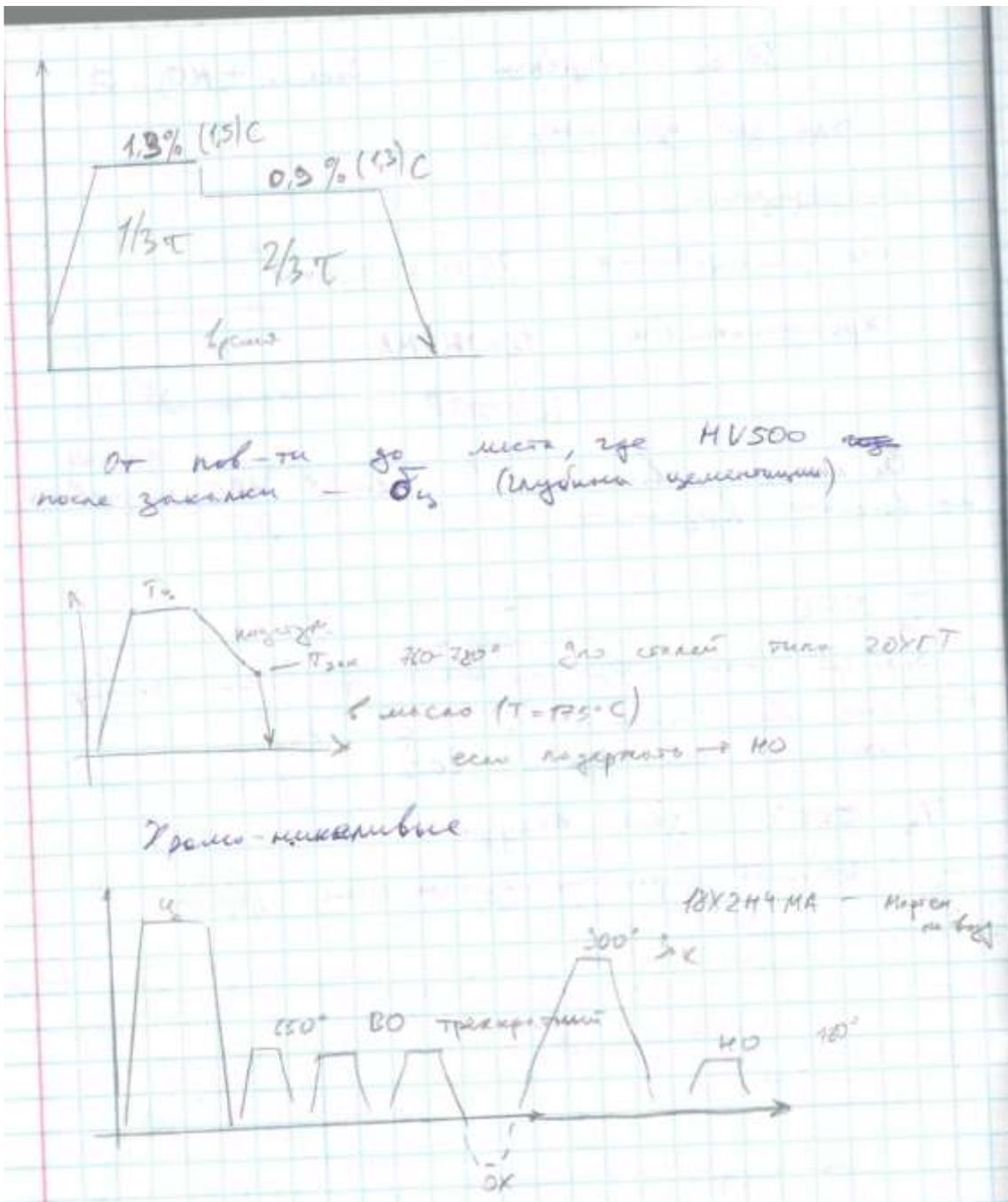


от пов-ти до места, где HV500 (шубина или полировка) после закалки - σ_{c2}



Термо-химические





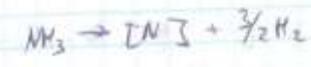
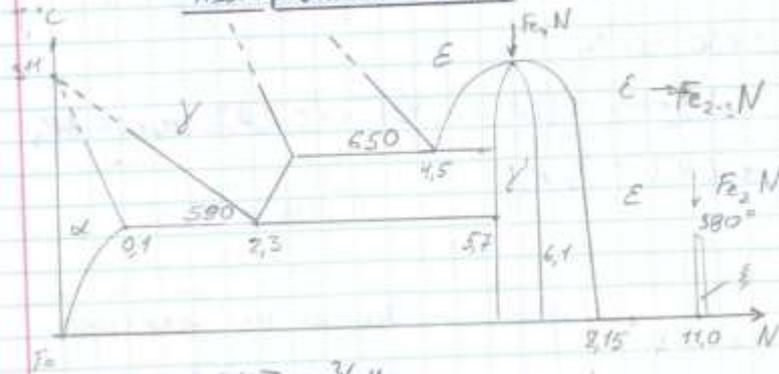
23. Азотирование стали. Технология, структура и свойства азотированной стали

Насыщение поверхности стальных изделий азотом. Температура азотирования 550-580 град. Слой 0,1-1,0 мм. Время – 40-80 часов.

Азотирование на большую глубину для сталей типа «нитраллой» делается при 560-580 или двухступенчато 500-520 + 540-560. Внутреннее азотирование представляет собой процесс изотермического старения.

Плазма тлеющего разряда образует особый поверхностный слой хемосорбции. При ионном азотировании удаляется тормозящая процесс оксидная пленка.

Азотирующие стали



$2NH_3 \rightleftharpoons N_2 + 3H_2$ при фиксир. темпер. азотируют металл

25% H₂ + 75% N₂ 550-580°C тем азотир.

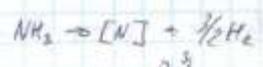
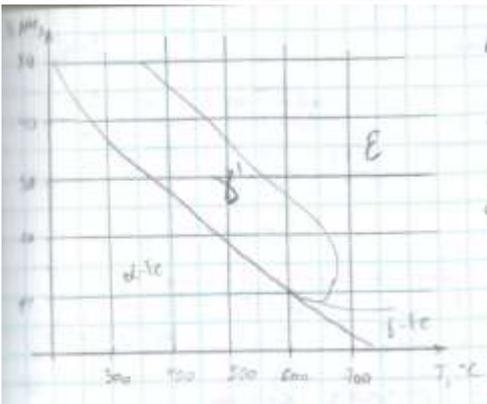
$\delta_{\alpha} \sim 4 + 0.5(1.0) \text{ мм}$

$\tau \sim 40-20 \text{ сек}$

38XНМФА нормирован

40XНМФБ

Mo, V, Nb, Ti для азотируемых

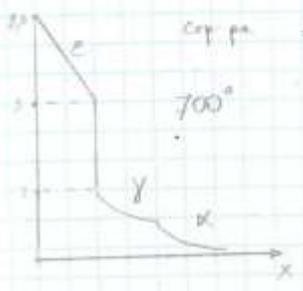


$K_p = \frac{a_N \cdot P_{H_2}^{1/2}}{P_{NH_3}}$

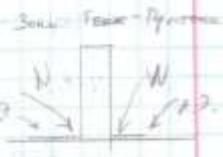
$\epsilon = Fe_{2-3}N$

- Т азотир: T₁ (550-580°C)
- T₂ (620-640°C)
- T₃ (700°C) отжиг после

ср. ра. ϵ - γ и α



$\frac{\epsilon}{\gamma \rightarrow \alpha}$
 α



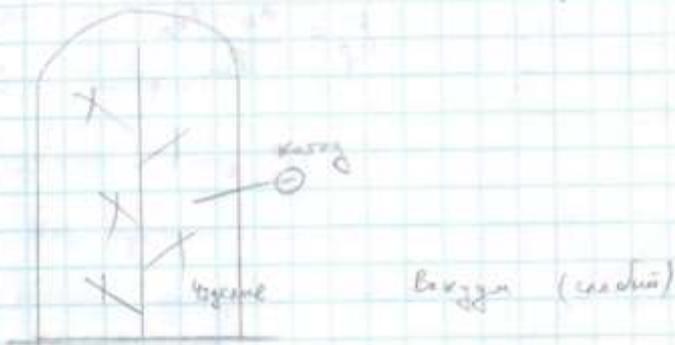
HV 1000

Сталь имеет высокую вязкость (B_{max} + B₀)

Спротивляб. абразивн. износу.

$$x^2 = \frac{2C_{\alpha} \cdot D_0}{C_{\alpha} \frac{N}{M} + \frac{CN}{3}}$$

Ионное азотирование



Создается тающий разряд в вакууме

1100-1400 В

1. Катодная очистка поверхности (испарение поверхности)

2. Диссоциация



50% N_2 = 50% N_2 (аммиак не исп.)

$T = 4-8 \text{ ч}$

24. Высокотемпературная газовая нитроцементация сталей. Режимы последующей термообработки. Науглероживание с добавкой азота. При температурах 830-870 град с добавкой в атмосферу 2-5% NH_3 . При этом $C+N=1-1.2\%$. Повышение температуры ускоряет диссоциацию аммиака и понижает оптимальную концентрацию азота в стали. Понижение температуры положительно сказывается на минимизации деформации после закалки, а также на превращение Fe-графит в стабильную систему Fe-C-N без возможности образования сажи. Метастабильный цементит переходит в стабильный карбонитрид – упрочняющий поверхность.

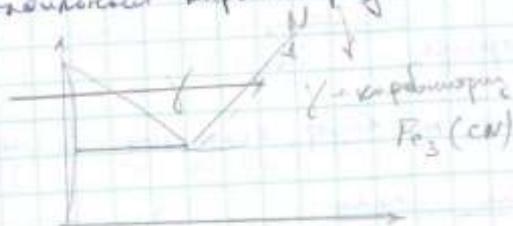
Закалка в масло + низкий отпуск.

Высокотемп. Нитроцементная сталь

$\Sigma C+N \sim 1,0\%$ удароустойчивость
(0,6% C + 0,4% N)

$\Sigma C+N \sim 1,2\%$
(0,7-0,8% C + 0,3-0,4% N)

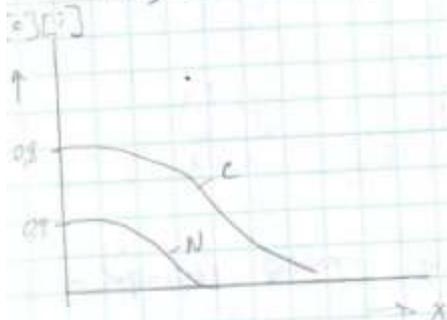
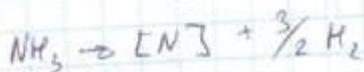
Стабилизатор карбонитрида



не выделяется сетка (не окисляется при закалке)

$T^{\circ}C = 830-850^{\circ}C$

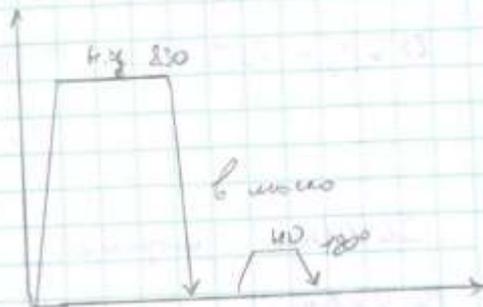
Закалка [20-40-40] + 1,0-2,0% CN_4 + 5% NH_3



Закалка на мартенсит
допуск до 20% А.С.

20x100P
25x1T

Нитрид повышает диффузию
хромоникелевые не ит.



N_2, Mo, Al - повышает прочность с азотом, 2% азот в стали

3-х нитрида - зависимость максимальной толщины от закалки

Глубина нитрида 0,5-1,5 (2,0) мм

До нитрида процесс из-за наличия остаточного напряжения сдвигается

- нельзя допускать образования сетки
- мелкие зерна
- мелкие карбонитриды

Ti - уменьшает зерна, но без окисления. Закалка - Mo

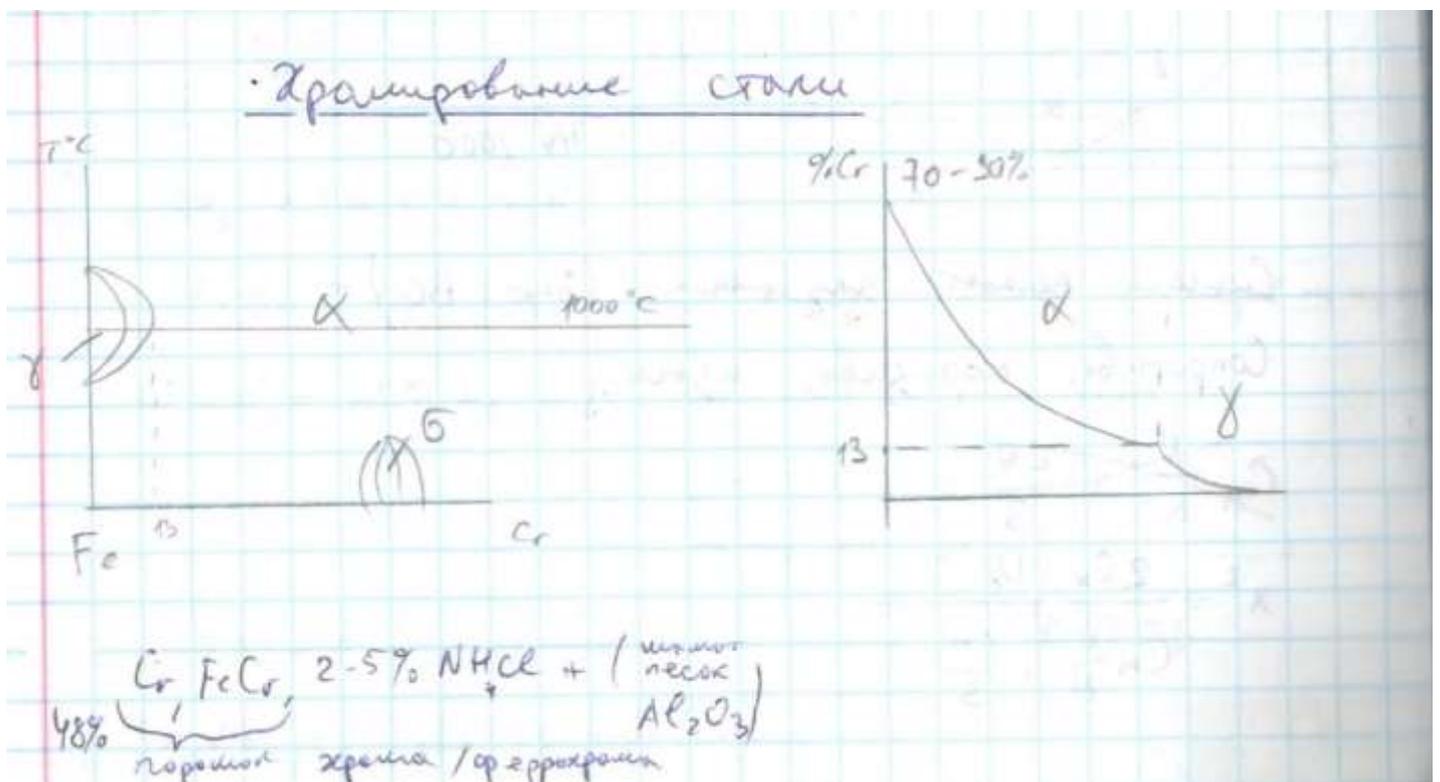
25. Низкотемпературная газовая нитроцементация сталей.

Добавки в аммиак углеродсодержащих компонентов метана или окиси углерода в пропорциях 50% NH_3 + 55% эндогаз (экзогаз) или 30-40% NH_3 + 60-70% CH_4 , смещая равновесие, изменяя границы растворимости углерода и азота в α или γ -твердых растворах и приводя к образованию карбонитридов типа $\text{Fe}_{2-3}(\text{NC})$. Корка карбонитрида более твердая, но менее хрупкая, в случае насыщения ниже эвтектичной температуры 590 град она расположена над α -фазой, а при насыщении выше этой температуры (620-640) имеется промежуточная прослойка гамма фазы, которая при соответствующих скоростях охлаждения может иметь структуру как перлита, так и мартенсита.

В тонком поверхностном пористом слое могут образовываться оксикариды, образование которых дает дополнительные свойства и может заменить азотирование, или образуются сульфиды, которые улучшают износостойкость в условиях трения.

26. Структура и свойства хромированной стали.

Глубина слоя 0,02-0,15 мм. Коррозионная стойкость: азотная, фосфорная, уксусная к-ты, пар, морская вода. Твердость HV 1000-1200. Специальные карбиды – износостойкость в агрессивной среде. Выше жаростойкость. Теплостойкость до 850-900 град.



$\gamma: \alpha$

12,5% Cr карбиды

$Fe_2O_3 Cr_4$ - блокирует окислит. процессы
10X13, 20X13 турбины

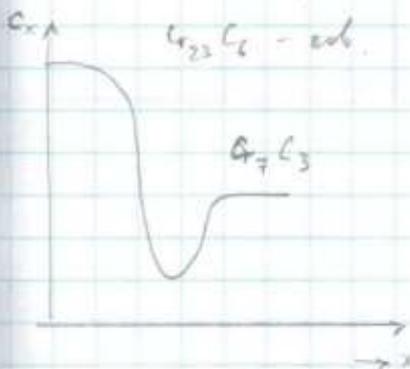
+ Коррозионностойкость

Спец карбиды - износостойкость в агрессивной среде

Больше чем 25% в расплавл. сост. не делают \rightarrow
образование β -фазы (хрупкость)



$\frac{100-76}{I}$	$\frac{I}{\alpha}$
$\frac{\alpha}{\pi}$	$\frac{Cr \text{ и } \alpha}{\uparrow}$
$\frac{\pi}{\varphi}$	



твердость HV 1000-1200

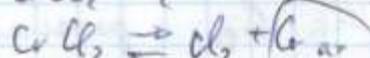
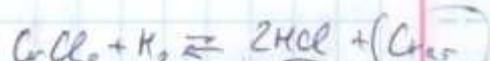
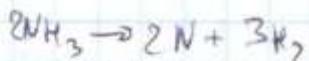
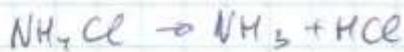
~~Cr ~ 50-48%~~

Cr ~ 50-48%

NH_4Cl ~ 5-2%

ост. Al_2O_3 шло

\leftarrow накапливаем - ридебавляем



27. Структура и свойства алитированной стали.

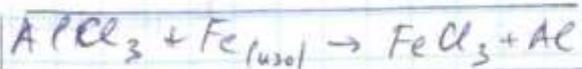
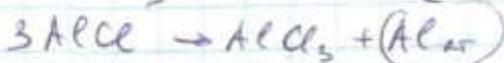
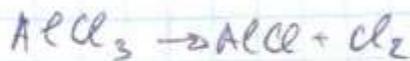
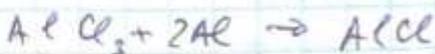
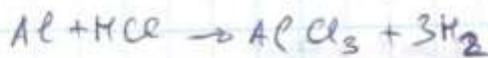
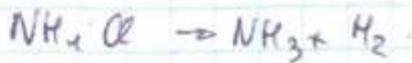
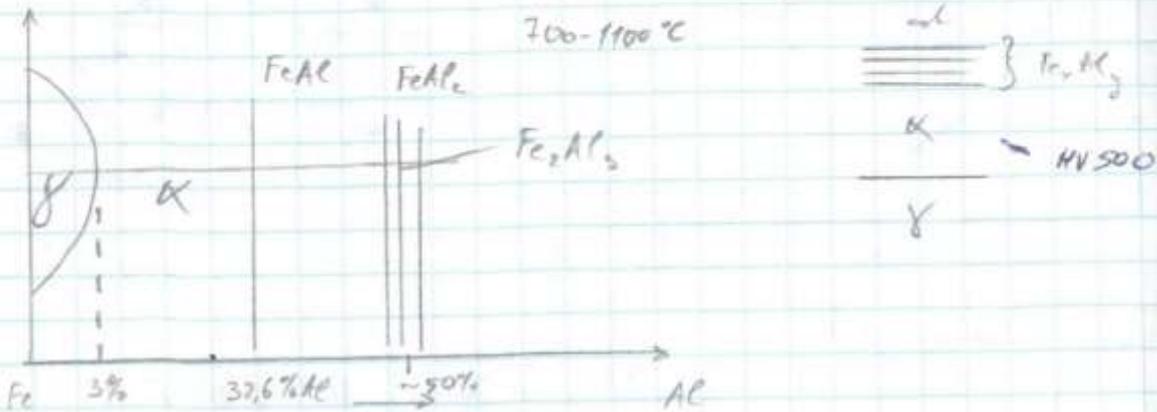
Так как алюминий не карбидообразующий, он гонит весь углерод перед собой. В области алитирования углерода нет.

Коррозионностойкость в атмосферных условиях любой влажности в 3 раза лучше оцинковки. Жаростойкость до 1000 град. Жаропрочность не повышает. Твердость HV 500

Низкая износостойкость

Анодирование стали

2л-та рещина α-областа (ферритообраз.) повышает растворимость Cr.



Как бор: растворение жидк. Al → вакуум. печь

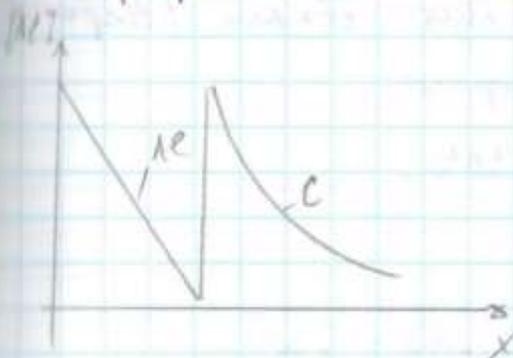
δ = 0,8 - 1,2 мкм

+ Коррозионностойкость в атм. усл. любой влажн.

3 раза лучше окисляем

+ жаростойкость ~ до 1000°C

жаропрочность не повышается



Т.к. не карбидообраз., он толкает весь углерод через собой. В области анодиров. углерода нет.

28. Основные принципы технологии, структура и свойства силицированной и борированной стали.

Силицирование при температурах 950-1200 град. Глубина 0,3-1,0 мм. Структура корки альфа-фазы представляет собой столбчатые зерна, расположенные в направлении диффузии. Альфа-стабилизаторы увеличивают глубину слоя, углерод снижает.

Порошковый вариант – кристаллический кремний или ферросилиций с 1-5% солями-активаторами NH_4Cl или NaF . Электродное силицирование в тигельной печи-ванне. Газовое – тетрахлорид кремния SiCl_4 или моносилан SiH_4 .

Силицирование понижает ударную вязкость, твердость HV 600-800, высокая износостойкость, жаростойкость до 900 град. Высокая стойкость в морской воде, растворах серной, соляной и азотной кислот.

Силицирование стали

Упрощенная

α
γ

$T \sim 1000^\circ\text{C}$ до 1,0 мм

Fe → Si

+ Препятствует коррозии
до 30% Si может быть
до HV 800

Na_2SiO_3

$\text{Na}^+ + e^- \rightarrow \text{Na} \quad (\text{K})$

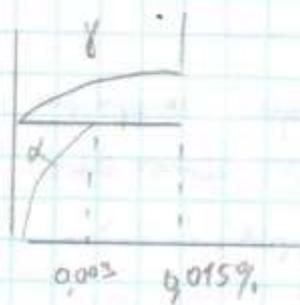
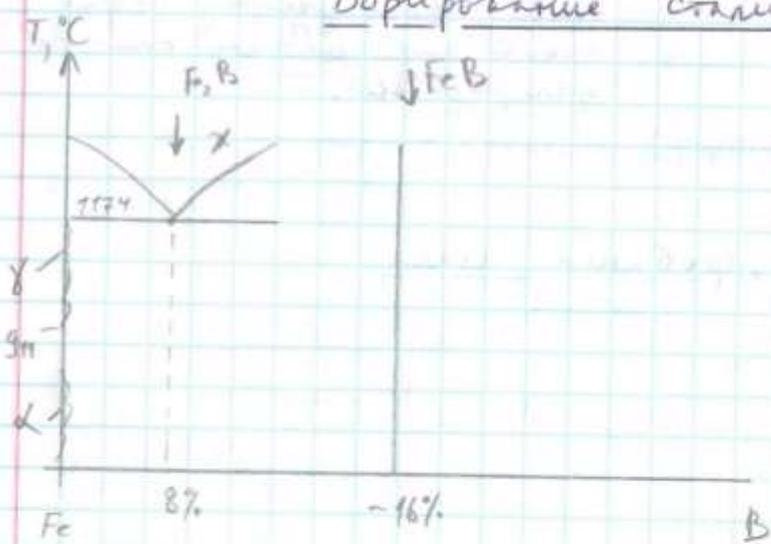
$\text{Si}^{4+} + 4e^- \rightarrow \text{Si}$

$2\text{O}_2^{2-} \rightarrow \text{O}_2 + 4e^- \quad (\text{A})$

Борирование – высокая твердость (HV 1800-2200) и износостойкость, повышенная коррозионная стойкость, теплостойкость (до 1000) и жаростойкость. Глубина 0,1-0,3 мм. Более 4% бора могут дать аморфную структуру. Температура 1000-1050 град. Время 3-6 часов.

Порошок – 80% B_4C ; 16-18% Al_2O_3 ; 2-4% NH_4Cl . Жидкость – бора $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ (электролиз). Газ – диборан B_2H_6 .

Допирывание стали



WB

> 8%

$$\frac{\text{пол.т.}}{\text{Fe}_2\text{B}}$$

$$\frac{\text{FeB}}{\text{Fe}_2\text{B}}$$

$$S = 0.1 - 0.3 \text{ см}$$

С помощью диаграммы можно получить аустенитную структуру, с 4% В

↑ устойчивость Ауст.

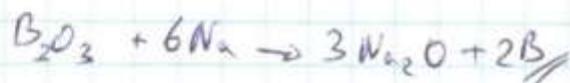
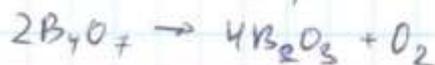
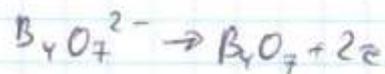
• Вакуумное борирование

Легкий состав 80% B_4C ; 16-18% Al_2O_3 ; 2-4% $MgCl_2$

$T = 1000 - 1050^\circ C$ 3-6 ч. порошок до 0,3 мм

жидк.: бура - $Na_2B_4O_7 \rightleftharpoons Na_2O + 2B_2O_3$

электролит. $\rightleftharpoons 2Na^+ + B_4O_7^{2-}$



Газ: газ боран B_2H_6

Стан для борир.: среднеуглерод., высоколегир.

Fe 1800 - 2200

XBT (1% C) 2450 - 2800

12XM 2600 - 2800

P9 2600 - 3000

P18 2600 - 3400

Теплостойкость до $1000^\circ C$