

Влияние микролегирующих элементов на формирование структуры

Влияние состояния, в котором находятся микролегирующие элементы

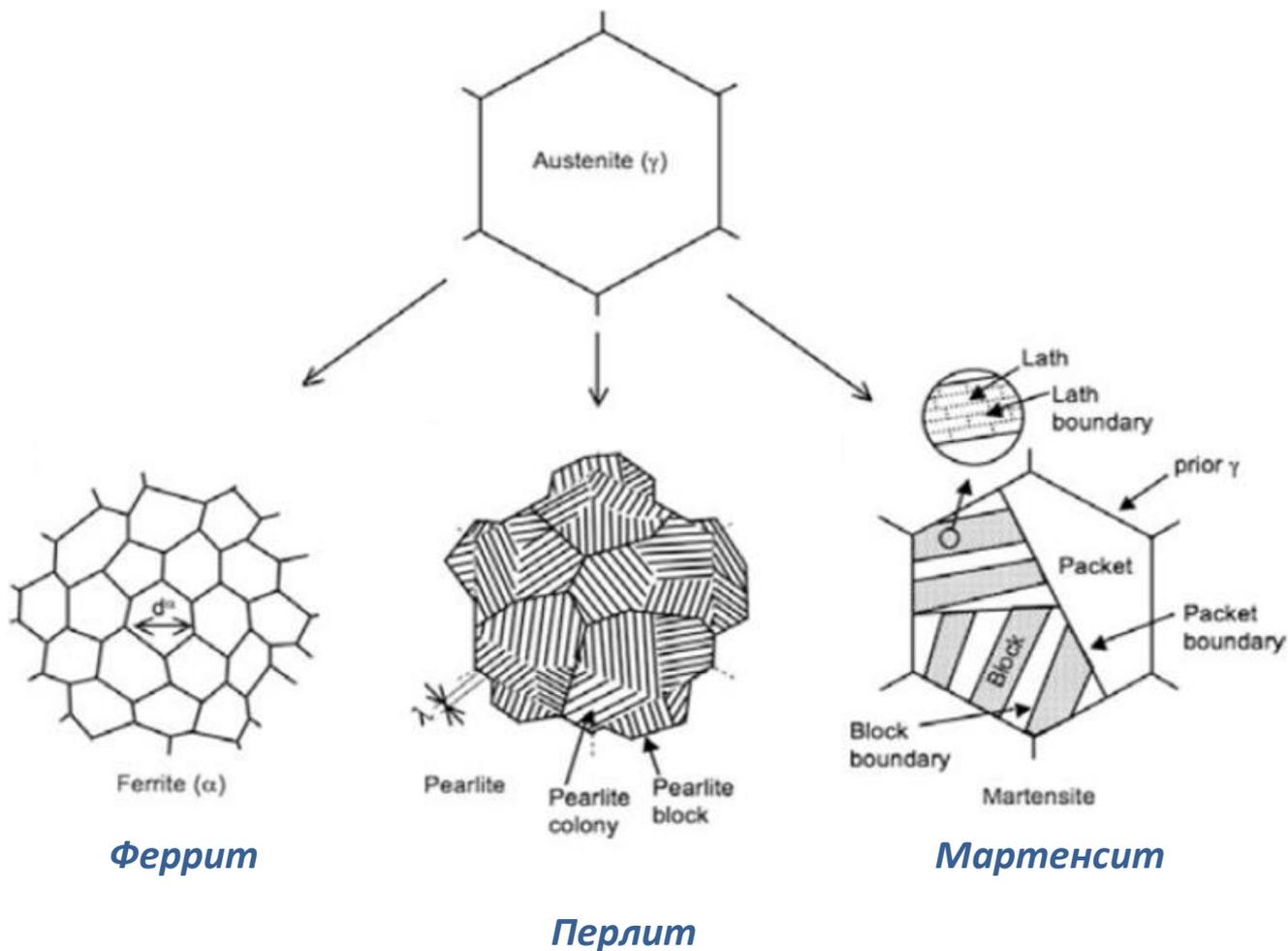
Влияние микролегирующих элементов в твердом растворе и частиц карбонитридных фаз на процессы, происходящие в стали при нагреве под прокатку, при прокатке и последующем охлаждении, будет различным в зависимости от состояния, в котором находятся микролегирующие элементы

1. Микродобавки, как и все другие элементы, находясь в твердом растворе, замедляют процессы, контролируемые диффузией – рост зерна, рекристаллизацию. Это торможение возрастает с увеличением разницы размеров атома элемента по сравнению с атомом железа.
2. Другим контролируемым диффузией процессом является $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение, которое также замедляется микролегирующими элементами, находящимися в твердом растворе.
3. Частицы карбонитридных фаз, выделившиеся до превращения, наоборот, ускоряют превращение.
4. Упрочнение зависит от количества частиц и их размера. Очень эффективны для дисперсионного твердения частицы размером примерно от 1 до 2 нм. Параметр решетки фазы влияет на возможное упрочнение путем дисперсионного твердения.
5. Крупные частицы, образующиеся в процессе деформации в аустенитной области, также некогерентны с матрицей и мало влияют на дисперсионное твердение. Поэтому их основная роль — измельчение микроструктуры.

Влияние микролегирующих элементов на размер зерна аустенита

В сталях, отдельно или совместно микролегированных ниобием, ванадием и титаном, выделяются карбонитриды микролегирующих элементов с ГЦК решеткой. Температурные области растворения и повторного выделения, а также параметры решеток карбонитридов ванадия, ниобия и титана различны, что определяет особенности их влияния на протекание процессов формирования структуры и конечные свойства стали.

Связь размера аустенитного зерна и дисперсности продуктов распада аустенита



Конечная структура стали формируется в результате превращения аустенита при его охлаждении. Размер исходного аустенитного зерна определяет дисперсность продуктов распада и механические свойства конечной структуры (прочность, твердость, вязкость).

При уменьшении размера зерна аустенита из-за большой величины поверхности границ зерен аустенита на единицу объема обеспечивается увеличение мест зарождения новых фаз и существенное измельчение структурных элементов. Поэтому чрезвычайно важно контролировать размер зерна аустенита.

Влияние микролегирующих элементов на размер зерна аустенита

При нагреве под прокатку необходимо :

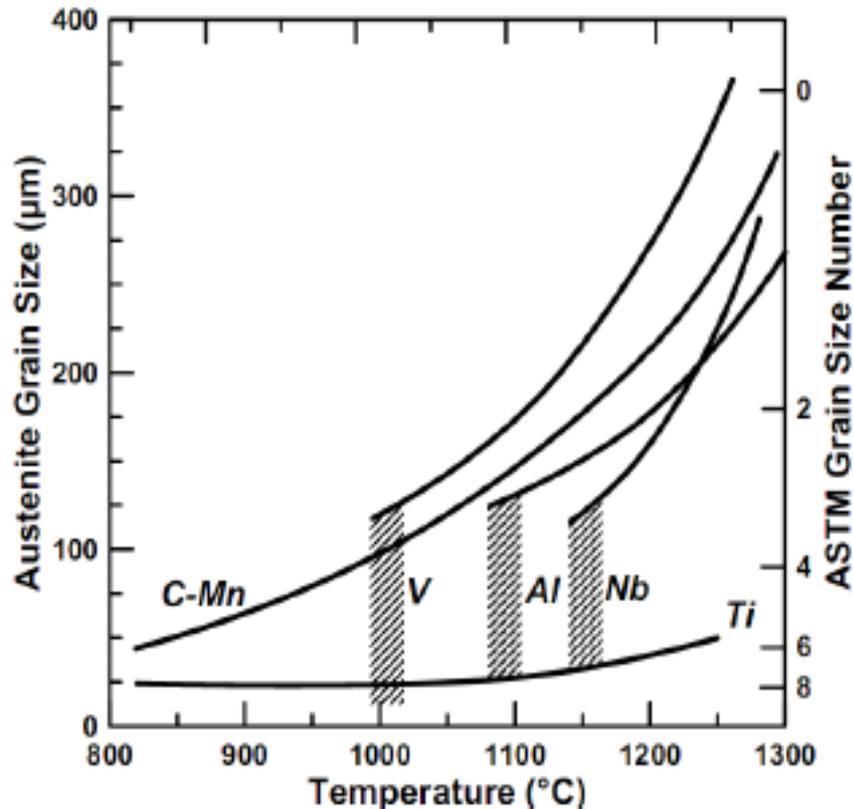
- обеспечить полное растворение тех фаз, выделение которых при последующем охлаждении обеспечит торможение рекристаллизации горячедеформированного аустенита и дисперсионное упрочнение;
- предупредить интенсивный рост зерна аустенита.

Легирующие элементы, растворенные в аустените, тормозят рост аустенитных зерен. Тормозящий эффект от растворенных атомов пропорционален разности атомных радиусов железа и легирующего элемента.

Но наиболее сильное влияние на склонность к росту аустенитного зерна микродобавки карбидо- или нитридообразующих элементов (V, Nb, Ti, Al) оказывают, если эти элементы выделяются в виде соответствующих карбидов (NbC, TiC), нитридов (VN, AlN, NbN, TiN) или карбонитридов Me(C, N). В таких сталях рост аустенитных зерен существенно заторможен вплоть до температуры нагрева, при которой происходит растворение указанных выше выделений в аустените (выше этой температуры начинается интенсивный рост зерен).

Введение титана в ниобий-содержащие микролегированные стали осуществляется также для предотвращения роста зерна в зоне термического влияния при их сварке. При этом выяснилось, что частицы TiN одновременно могут быть подложкой для последующего выделения карбонитрида ниобия и, следовательно, снизить эффективность легирования ниобием с точки зрения измельчения зерна.

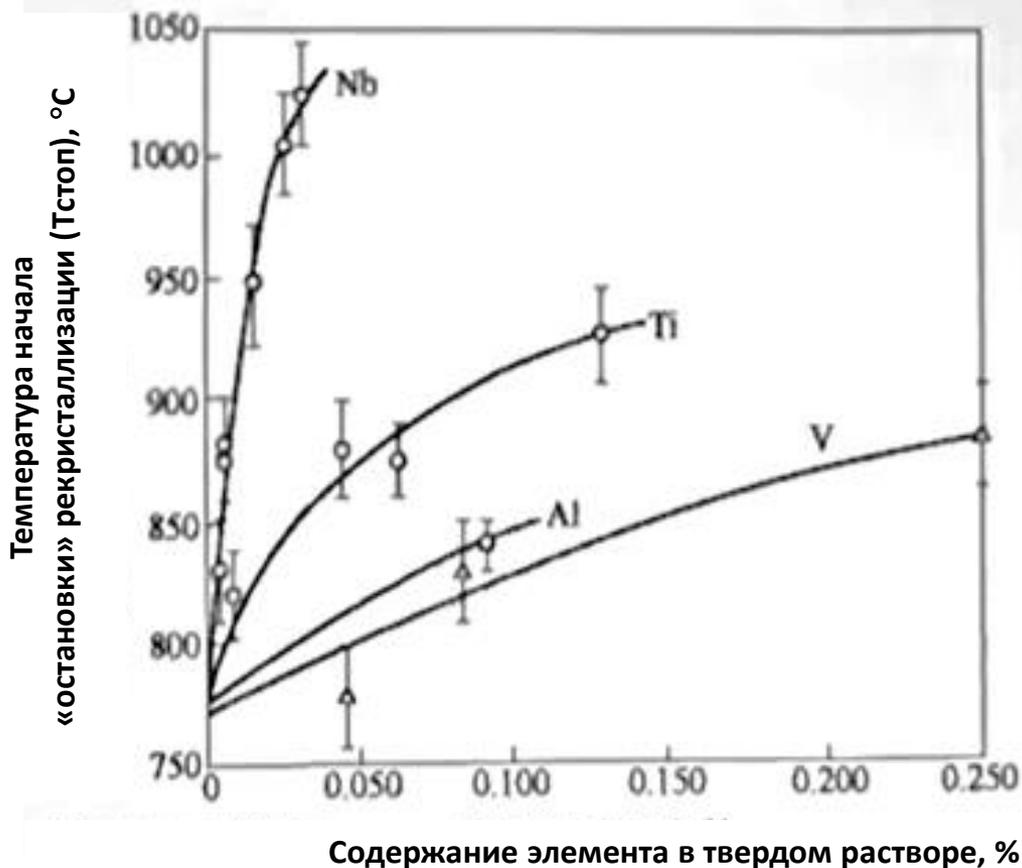
Влияние микролегирующих элементов на размер зерна аустенита (продолжение)



*Зависимость размера аустенитных зерен от температуры нагрева сталей:
C-Mn – сталь без карбидообразующих элементов;
V, Al, Nb, Ti – стали с микродобавками*

- Выделения **нитрида титана TiN** способны сдерживать рост аустенитных зерен до температур порядка 1300 °С, **карбонитрида ниобия Nb(C, N)** – до температур 1150°С, **нитрида алюминия AlN** – до 1100 °С.
- В сталях с добавками карбидо- или нитридообразующих элементов можно обеспечить аустенитное зерно на уровне 25-35 мкм (тогда ферритное зерно будет на уровне 8-10 мкм). Но получить размер ферритных зерен на уровне 1 мкм и обеспечить УМЗ структуру за счет легирования не удастся.
- По возрастанию сдерживающего влияния на рост зерна аустенита элементы располагаются в последовательности:
V, Al и Nb, Ti.

Механизмы влияния микролегирующих элементов на рекристаллизацию горячедеформированного аустенита (продолжение)



Два механизма:

- 1) Способствуют измельчению зерна при закреплении границ дисперсными частицами нитридов и карбонитридов (**пиннинг**)
- 2) Могут подавлять рекристаллизацию и рост зерна при растворении микролегирующих элементов в твердом растворе (**drag-эффект**)

Влияние растворенных элементов на температуру рекристаллизации $T_{\text{стоп}}$ в стали 0,075 % C–1,4 % Mn–0,25 % Si

Механизмы влияния микролегирующих элементов на рекристаллизацию горячедеформированного аустенита

Основная причина, приводящая к замедлению («остановке») рекристаллизации аустенита при горячей деформации – взаимодействие процессов при рекристаллизации с выделением карбонитридных фаз. Такое взаимодействие выделяющихся частиц и рекристаллизации происходит ниже температуры $T_{\text{стоп}}$.

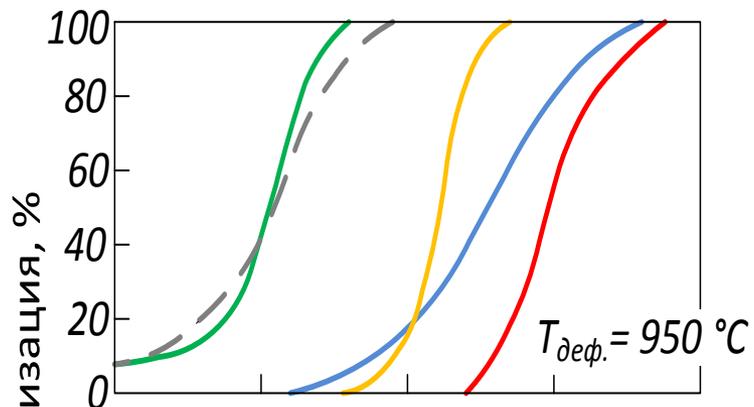
$T_{\text{стоп}}$ – температура начала «остановки» рекристаллизации, ниже которой наблюдается значительное торможение рекристаллизации аустенита.

Наиболее эффективно замедляет рекристаллизацию аустенита при горячей деформации микролегирование ниобием. При этом такое влияние связывают не только с закреплением границ зерен аустенита карбонитридами или карбидами ниобия (**пиннинг**), выделение которых стимулируется деформацией, но и с так называемым, **drag-эффектом**, под которым понимают замедление процессов, контролируемых диффузией (рост зерна, рекристаллизацию). Это торможение возрастает с увеличением различия между размерами атомов легирующего элемента и железа.

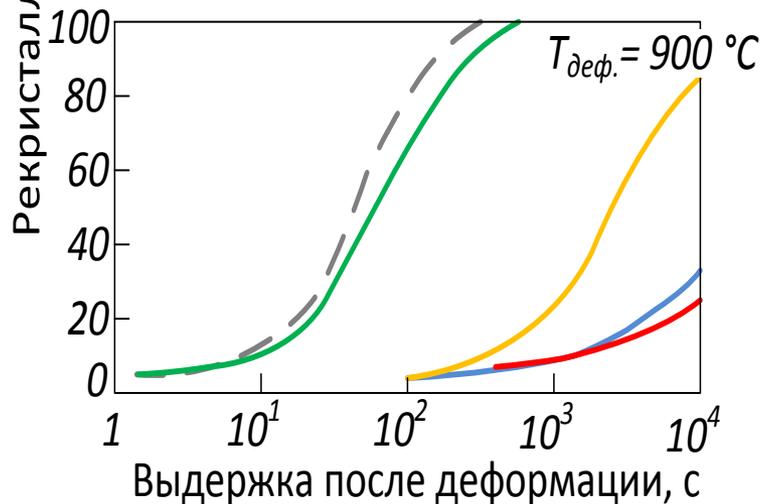
Очень эффективно влияния ниобия, находящегося в твердом растворе в начале процесса деформации, что объясняется следующим. Размер атома ниобия на 15,6 % больше атома железа. Это почти максимальная разница, при которой возможно образование твердого раствора. Поэтому все диффузионные процессы, включая рекристаллизацию или фазовые превращения, существенно замедляются в присутствии атомов ниобия, находящихся в твердом растворе.

Влияние микролегирующих элементов на кинетику рекристаллизации горячедеформированного аустенита

$T_{наг} = 1150 \text{ } ^\circ\text{C}$



Влияние микролегирующих элементов V, Nb и Ti на кинетику рекристаллизации горячедеформированного аустенита стали (0,10 % C, 1,5 % Mn, 0,30 % Si, 0,03 % Al)



- без микродобавок
- добавка 0,10 % V
- добавка 0,11 % Ti
- добавка 0,04 % Nb + 0,07 % V
- добавка 0,08 % Nb

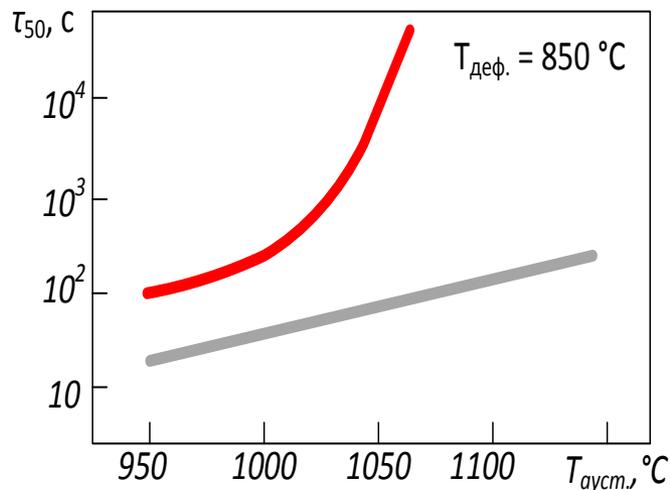
Влияние микролегирующих элементов на кинетику рекристаллизации горячедеформированного аустенита

- При температурах >900 °С **ванадий** практически не влияет на скорость рекристаллизации аустенита. Напротив, **ниобий и титан** весьма эффективно тормозят рекристаллизацию.
- При температурах < 900 °С разупрочнение деформированного аустенита в сталях с **ниобием** ($\sim 0,04-0,08\%$ Nb) или с **титаном** ($\sim 0,08-0,11\%$ Ti) практически не наблюдается. (В нелегированной С-Mn стали такое явление отмечается лишь при температурах ~ 800 °С).
- Процессы выделения карбонитридов ниобия и титана значительно ускоряются под влиянием деформации аустенита. Температура, при которой наблюдается максимум стимулированного деформацией выделения **карбонитридов ниобия** – около $925-900$ °С, **карбонитридов титана** – около $870-875$ °С, **карбонитридов ванадия** – ниже $850-800$ °С.

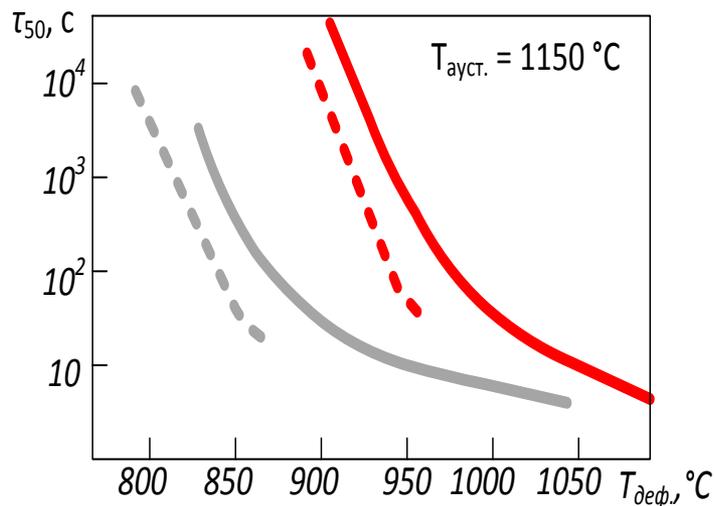
Это наблюдение позволяет объяснить более высокую способность ниобия по сравнению с титаном к сдерживанию рекристаллизации аустенита при горячей пластической деформации и слабую при этом роль ванадия.

Таким образом, наиболее сильно тормозит рекристаллизацию деформированного аустенита **ниобий**. Процесс рекристаллизации аустенита тормозится и при микролегировании стали и другими элементами, но достигаемый эффект значительно ниже, чем при введении ниобия.

Влияние температуры аустенитизации и степени деформации на рекристаллизацию аустенита



Зависимость времени рекристаллизации на 50 % (τ_{50}) аустенита низкоуглеродистой стали (0,10 % C, 1,5 % Mn, 0,30 % Si, 0,03 % Al) без добавок и с добавками 0,04 % Nb и 0,07% V от температуры аустенитизации ($T_{ауст.}$) и температуры деформации ($T_{деф.}$)



- $\epsilon = 20\%$ сталь
- - - $\epsilon = 30\%$ без микродобавок
- $\epsilon = 20\%$ сталь с добавкой 0,04 % Nb + 0,07 % V
- - - $\epsilon = 30\%$

Влияние температуры аустенитизации и степени деформации на рекристаллизацию аустенита

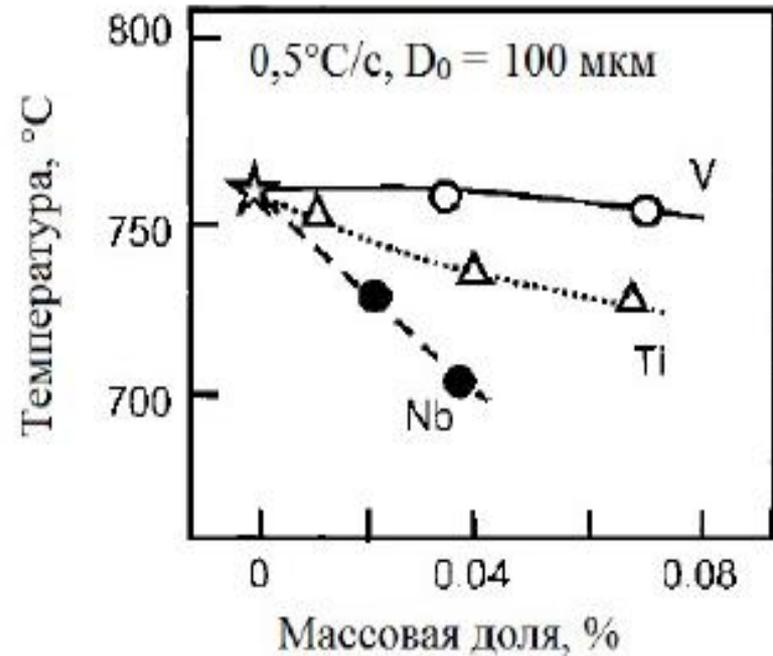
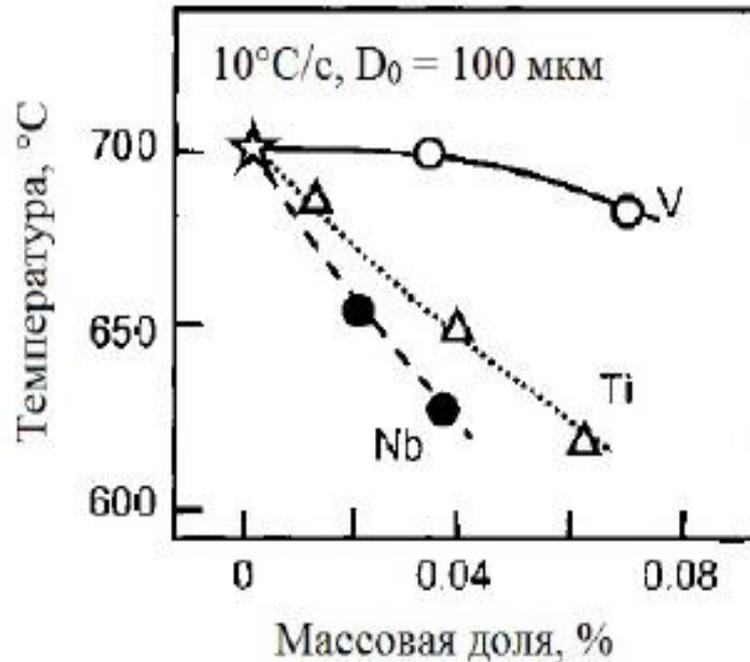
Повышение температуры аустенитизации $T_{\text{ауст.}}$ приводит к замедлению процесса рекристаллизации горячедеформированного аустенита простой С-Мn стали, что обусловлено в основном ростом зерна аустенита. Еще в большей мере повышение температуры аустенитизации влияет на замедление рекристаллизации стали, микролегированной **ниобием и ванадием**. Это связано с дополнительным влиянием таких факторов, как повышение содержания этих элементов в твердом растворе при повышении температуры, а также с последующим выделением под влиянием горячей пластической деформации частиц карбонитридов ниобия и ванадия, тормозящих протекание рекристаллизации.

Снижение температуры деформации аустенита $T_{\text{деф.}}$ также замедляет его последующую рекристаллизацию. Для С-Мn стали основной причиной этого явления является уменьшение скорости диффузии, а для микролегированной стали большую дополнительную роль играет усиление выделения частиц **(Nb, V)(C, N)** под влиянием деформации при понижении температуры деформации. Для С-Мn стали после деформации ниже 850 °С и для С-Мn-V-Nb стали ниже 950 °С рекристаллизация в значительной степени подавлена.

Влияние микролегирующих элементов на $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение

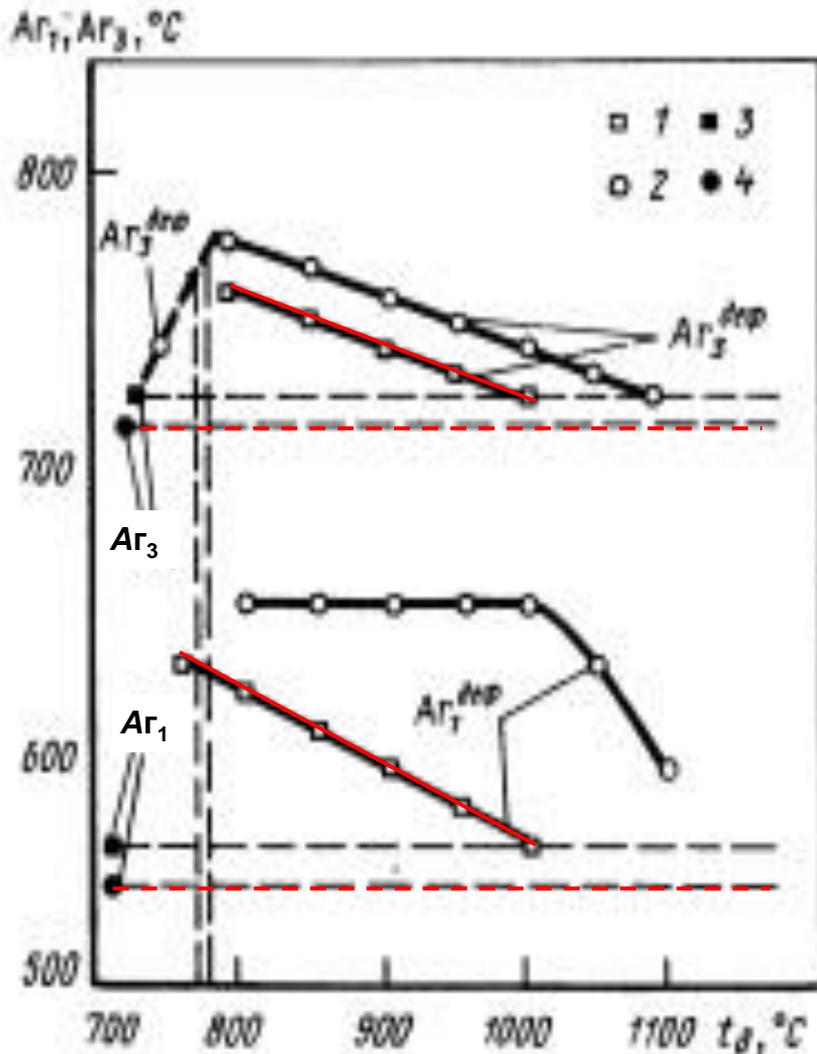
В процессе $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения формируется конечная структура стали, которая определяется состоянием аустенита перед превращением, химическим составом стали и режимами охлаждения. Влияние микролегирующих элементов на этот процесс, контролируемый диффузией углерода в аустените зависит от их состояния: находятся ли они в твердом растворе или в карбонитридной фазе.

Влияние микролегирующих элементов, растворенных в аустените, на температуру начала распада горячедеформированного аустенита Ar_3



Влияние растворенных в аустените микролегирующих элементов на температуру начала распада горячедеформированного аустенита Ar_3 при непрерывном охлаждении со скоростями 10 и 0,5 °C/c при величине зерна $D = 100$ мкм

Влияние температуры деформации на критические точки при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение в микролегированных сталях



Копцева Н.В., 2021

Влияние температуры деформации на критические точки $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения сталей:
красные линии – C-Mn сталь без добавок (0,09% C, 1,5% Mn)
черные линии – микролегированная C-Mn-V-Nb сталь (0,04 % Nb и 0,07% V)

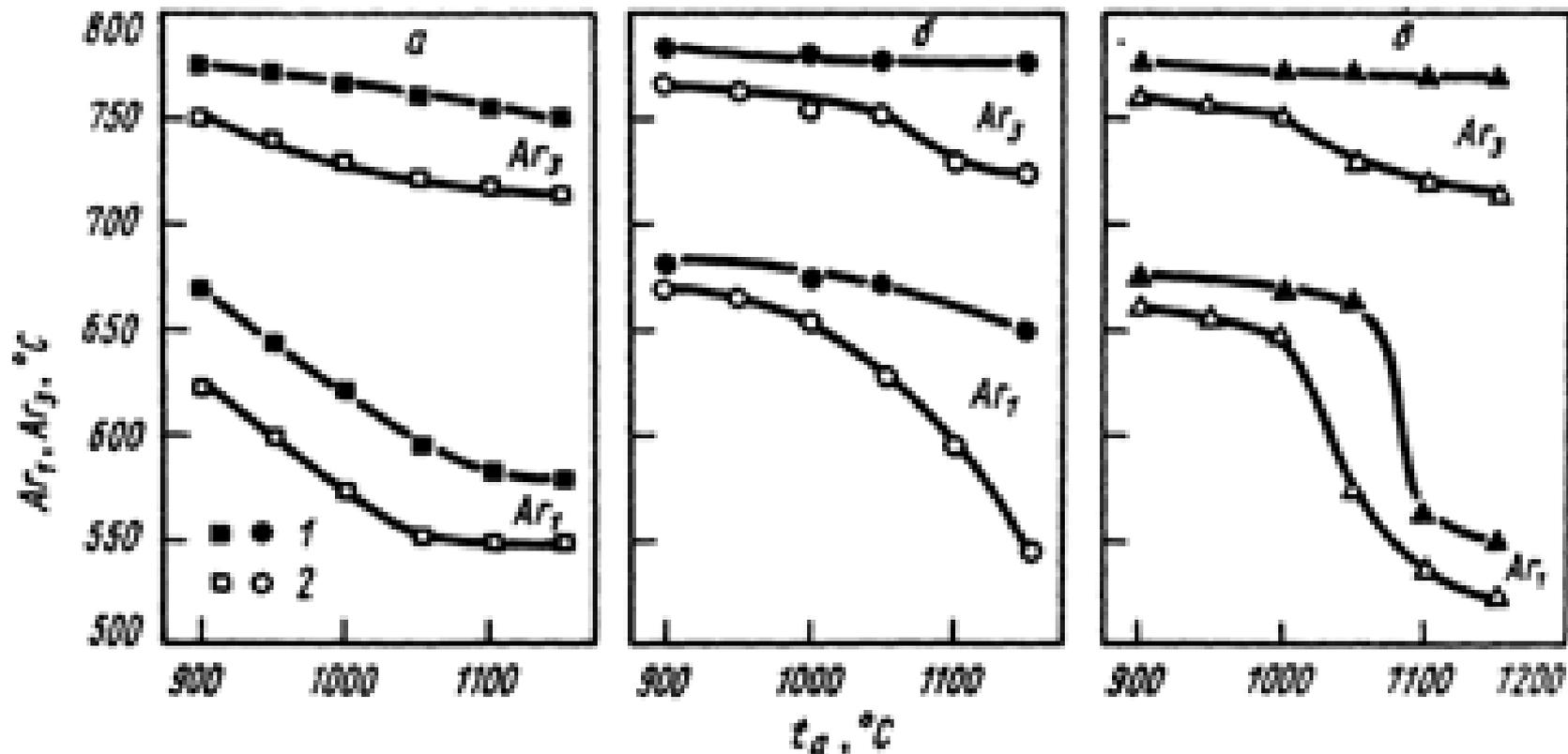
Температура аустенитизации 1150 °C;
степень деформации $\epsilon = 25$ %;
скорость охлаждения 1,2 °C/с.

Критические точки:

A_{γ_3} – температура начала распада

A_{γ_1} – температура окончания распада горячедеформированного аустенита

Влияние горячей деформации на критические точки $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение в микролегированных сталях



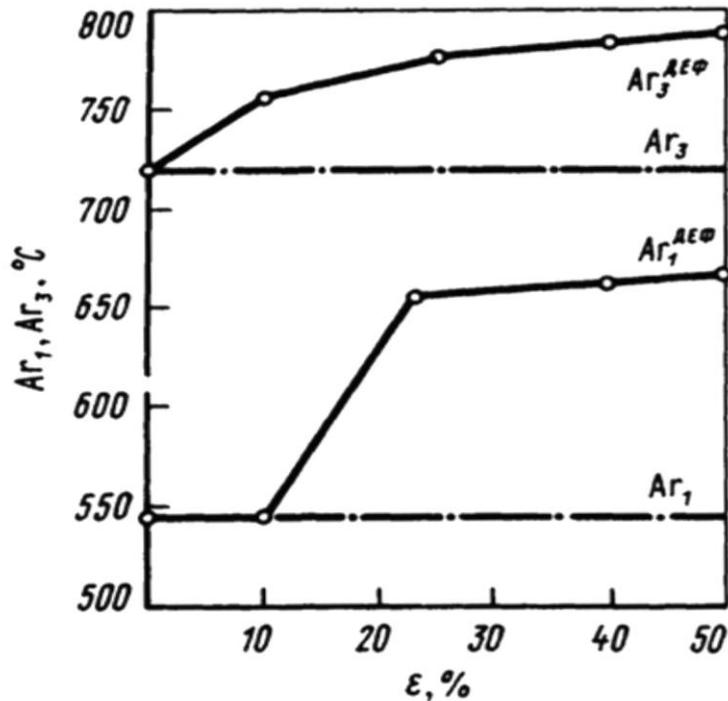
Влияние деформации и температуры аустенитизации на критические точки $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения сталей 09Г2 (а), 09Г2ФБ (б) и 08Г2МФБ (в):
1- деформация при 850 °C на 25 %; 2 – без деформации

Влияние горячей деформации на критические точки при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение в микролегированных сталях

Горячая деформация повышает температуру начала и окончания распада аустенита. С понижением температуры деформации от 1100 до 800 °С наблюдается рост критических точек начала распада A_{γ_3} и окончания распада горячедеформированного аустенита A_{γ_1} на 50-65 °С. Окончание превращения смещается из бейнитной области в ферритно-перлитную.

Причины этого явления. Пластическая деформация способствует повышению, а рекристаллизация – понижению накопленной энергии в аустените. Чем ниже температура деформации, тем меньше термодинамическая устойчивость аустенита, а отсюда – тем выше точка начала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. Участки аустенита, рекристаллизованные до начала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, обладают более высокой устойчивостью и поэтому распадаются при более низких температурах.

Влияние степени деформации на $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение в микролегированных сталях



Влияние степени деформации на положение критических точек стали 09Г2ФБ

Температура аустенитизации 1150 °С;
температура деформации 850 °С,
т.е. в области, где не происходит рекристаллизация аустенита.

С увеличением степени обжатия до 25 % точка начала распада Ag_3 повышается с 720 °С для недеформированного аустенита до 770 °С для деформированного. Дальнейшее увеличение степени обжатия до 50% практически не влияет на температуру $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения.

Обжатие 10 % приводит к повышению точки начала распада Ag_3 на 25 °С, но на температуру Ag_1 такое обжатие влияния не оказывает. Это связано с тем, что часть аустенита, как и при превращении недеформированного аустенита, распадается в области промежуточного (бейнитного) превращения (~ при 550 °С). Однако уже после 25 %-ного обжатия распад полностью протекает в феррито-перлитной области, за счет чего Ag_1 повышается до 655 °С и при дальнейшем увеличении степени обжатия возрастает незначительно.

Увеличение степени обжатия с 25 до 50 % слабо влияет на положение температурного интервала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, что способствует получению более однородной и мелкозернистой структуры.

Выводы по влиянию горячей деформации на $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение в микролегированных сталях

Влияние микролегирующих элементов на этот процесс, контролируемый диффузией углерода в аустените, зависит от их состояния: в твердом растворе или в карбонитридной фазе:

- Частицы, образующиеся в аустенитной области, являясь местами зарождения феррита, способствуют измельчению микроструктуры.
- Микролегирующие элементы, находящиеся в твердом растворе, замедляют $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение (понижают температуру A_{r3} и A_{r1}).
- Горячая деформация повышает температуру начала и окончания распада аустенита.

Таким образом, при повышенных температурах нагрева наблюдается повышение устойчивости аустенита (микролегирующий элемент – в твердом растворе), при пониженных температурах – снижение устойчивости аустенита (микролегирующий элемент – в нерастворенных частицах нитридов или карбонитридов).

Оказывает влияние и содержание микролегирующего элемента. Например, при содержании ниобия до определенного уровня (при данной температуре нагрева) – происходит замедление, а далее – превышение растворимости и ускорение превращения