

Дисперсионное упрочнение при микролегировании

Частицы избыточных карбидных, нитридных или карбонитридных фаз, как отмечалось ранее, могут еще более существенно, чем микролегирующие элементы в твердом растворе, влиять на пластическую деформацию во всем интервале температур. Обычно в сплавах они находятся в окружении матрицы – твердого раствора на базе основного металла.

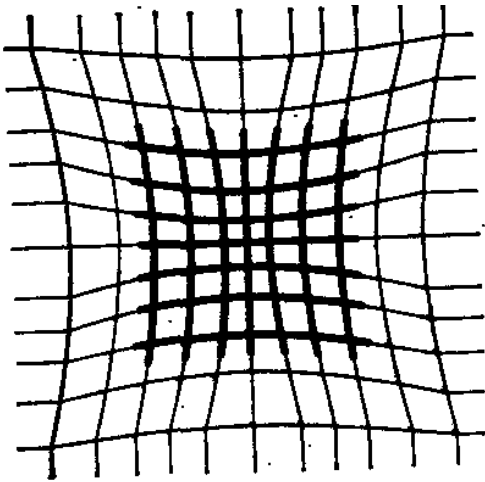
Дисперсионное упрочнение является результатом торможения дислокаций выделениями. Упрочнение стали определяется механизмами взаимодействия дислокаций с частицами, которые являются эффективными барьерами для скользящих в матрице дислокаций.

Механизмы взаимодействия частиц с дислокациями: торможение упругими полями напряжений, перерезание или огибание частиц. Реализуется тот процесс, для протекания которого необходимо наименьшее напряжение. Первые 2 механизма действуют, в основном, для частиц, когерентных с матрицей. Третий – для некогерентных частиц.

Реализация механизмов зависит от природы и морфологии фазы.

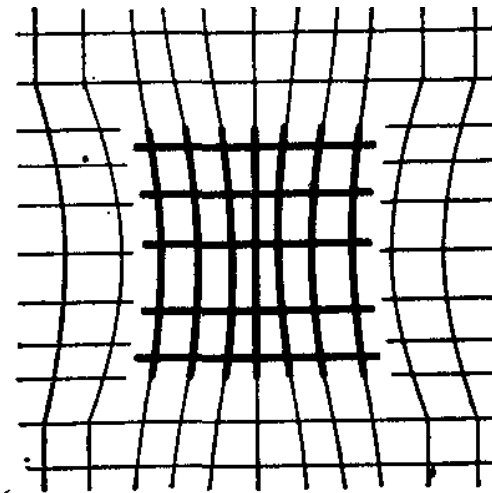
Межфазные границы «частица-матрица»

Механизмы торможения дислокаций определяются во многом особенностями строения межфазных границ «частица-матрица».



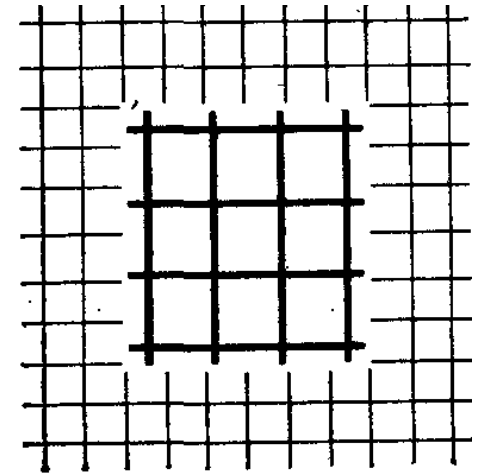
Когерентная граница

наблюдается между фазами, имеющими одинаковые типа решеток с близкими параметрами. Сопряжение полное



Полукогерентная граница

возникает в случае частичного сопряжения решеток. Для полного сопряжения необходимо ввести дислокации

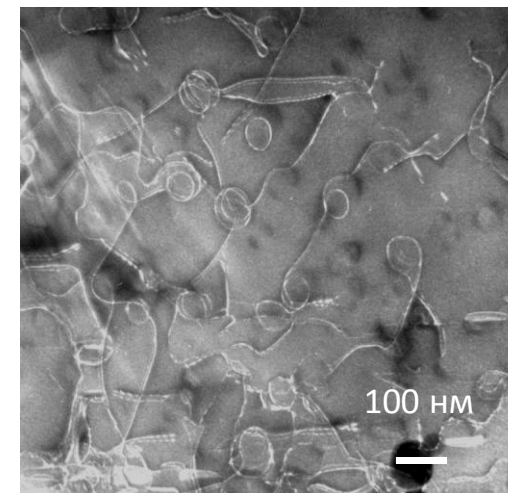
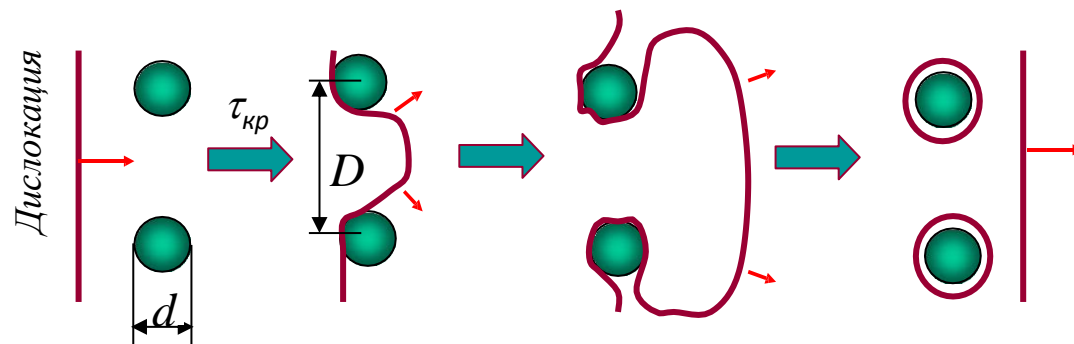


Некогерентная граница

возникает между фазами с различным типом решетки, параметром. Для сопряжения требуется переходная решетка и зернограничные дислокации

Механизм Орована (огибание частиц)

Это механизм упрочнения некогерентным частицами, модуль сдвига которых значительно больше, чем модуль сдвига матрицы.



При расстоянии между частицами D для прохождения дислокации между частицами необходимо напряжение: $\tau_{кр} \geq Gb/D$

При определенном достаточно большом расстоянии между частицами в процессе пластической деформации линия дислокации выгибается между частицами, проходит между ними, ее части смыкаются за частицами, оставив вокруг них дислокационную петлю. Дислокация продолжает скользить в прежнем направлении.

Дополнительное напряжение, необходимые для обхода частицы без разрушения кристаллической основы: $\Delta\tau = G \cdot b / (D - d)$,

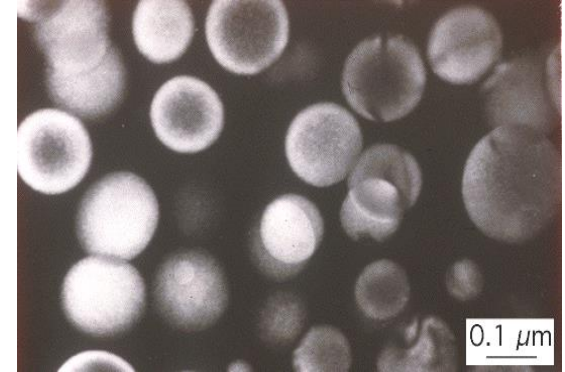
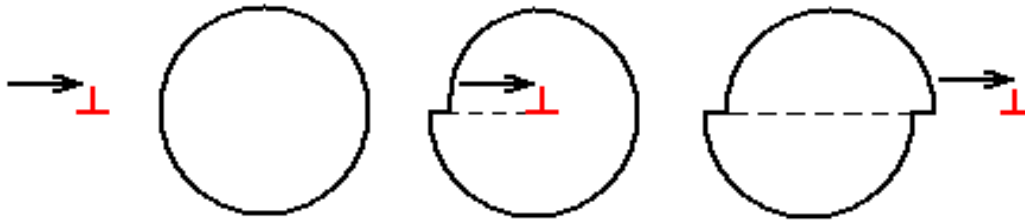
Каждая новая дислокация, проходя между частицами, оставляет вокруг них новую дислокационную петлю. При этом суммарная длина дислокаций в кольцах возрастает, т.е. возрастает их общая энергия и соответственно поля упругих напряжений. В результате выгибание последующих подошедших дислокаций становится все более сложным и требует все большего $\tau_{кр}$, что возможно до определенного предела.

Отсюда следует, что чем плотнее расположены частицы, тем больше они противодействуют движению дислокаций (ей труднее прогнуться и обогнуть частицу).

Механизм обычно действует в случае частиц размером около **0,05 мкм**.

Механизм перерезания частиц

Механизм реализуется, если частицы имеют небольшие размеры (обычно 200 нм и менее) и по твердости соизмеримы с металлом матрицы. Чаще всего это происходит при уменьшении расстояния между частицами. При этом напряжения $\tau_{кр}$, необходимые для выгибания дислокаций могут возрасти настолько, что энергетически выгодным станет перерезание частиц.



Если решетка частицы отличается от решетки матрицы, дислокация в плоскости сдвига создает сильные нарушения. В результате внутри частицы возникает высокоэнергетическая поверхность раздела. При перерезании также увеличивается поверхность раздела между перерезанной частицей и матрицей в результате образования ступеньки. Все это является причиной торможения движения дислокаций.

Дополнительные напряжения, необходимые для перерезания частицы:

$$\Delta\tau = \pi E d / b D,$$

где E – энергия вновь образующейся поверхности, возникающей в результате перерезания;
 D – расстояние между двумя частицами;
 d – диаметр круга, возникающего в результате среза частицы;
 b – вектор Бюргерса.

Чем больше отличие в строении выделения от матрицы, тем выше требуется напряжение для перерезания частиц дислокациями.

Торможение упругими полями напряжений

Влияние поля напряжений на поверхности раздела частица-матрица является факторами, которые затрудняют перерезание и огибание частиц.

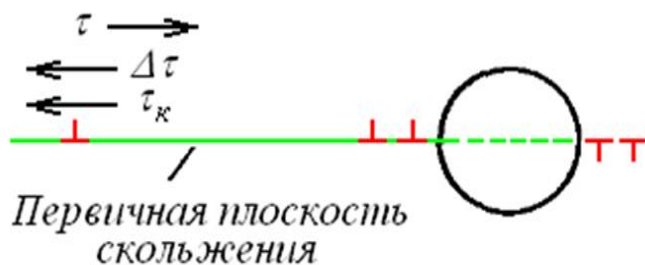
Когда на поверхности раздела матрица-частица возникает напряженное состояние, то требуется дополнительное напряжение для продвижения дислокаций. Причинами повышенных напряжений на поверхности раздела матрица – частица могут быть:

а) в случае когерентных частиц – различие в объемах ячейки частиц и матрицы, из которой она выделилась;

б) в случае некогерентных частиц – разница в решетках и в коэффициентах теплового расширения между матрицей и частицами, что приводит к возникновению напряжений при охлаждении, например после горячей деформации.

Возникновение противодействующих напряжений от скопления дислокаций у частиц.

При увеличении степени деформации механизм Орована становится недостаточным для огибания частиц дислокациями. Развитию скольжения препятствует напряжение τ_k от скопления дислокаций около частицы, направленное против τ . Поэтому для преодоления противодействия от скопления дислокаций возле частицы напряжение τ должно увеличиться на $\Delta \tau$.



τ - действующее напряжение скольжения

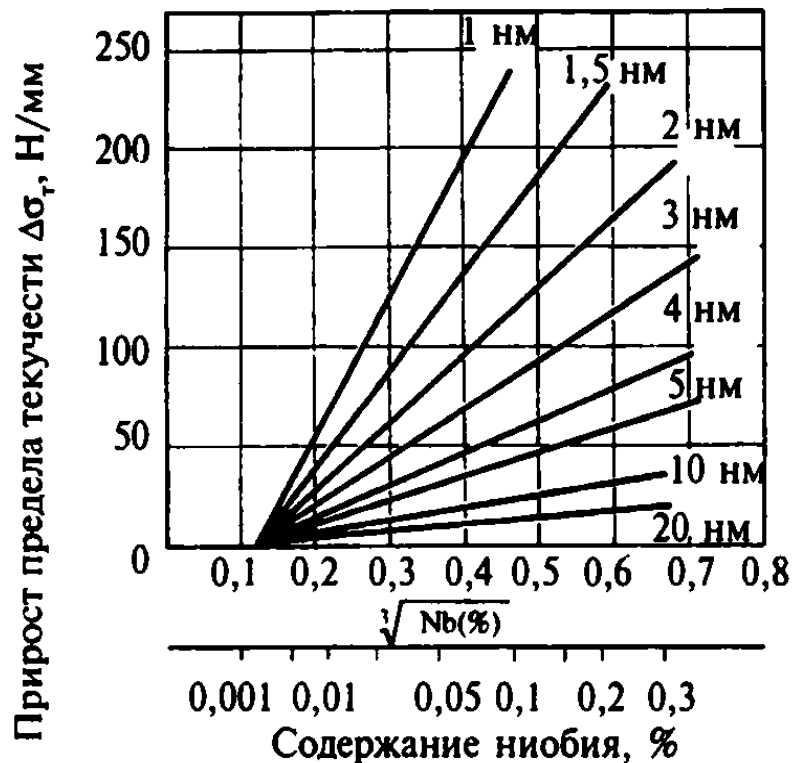
τ_k - напряжение от скопления дислокаций около частицы

$\Delta \tau$ - увеличение напряжения, необходимого для преодоления противодействия от скопления дислокаций возле частицы

Величина напряжений возрастает с увеличением размерного несоответствия матрицы и частицы.

Эффект дисперсионного упрочнения

Эффект дисперсионного упрочнения определяется, в первую очередь, объемной долей и размером частиц. Параметр решетки карбидов и нитридов оказывает прямое влияние на возможность дисперсионного упрочнения.



Эффект дисперсионного твердения частицами фазы NbC в зависимости от объемной доли и размера частиц

Оптимальные (с точки зрения торможения дислокаций) условия:

- расстояния между частицами $< 0,1$ мкм,
- размер частиц $< 0,01$ мкм (< 10 нм).

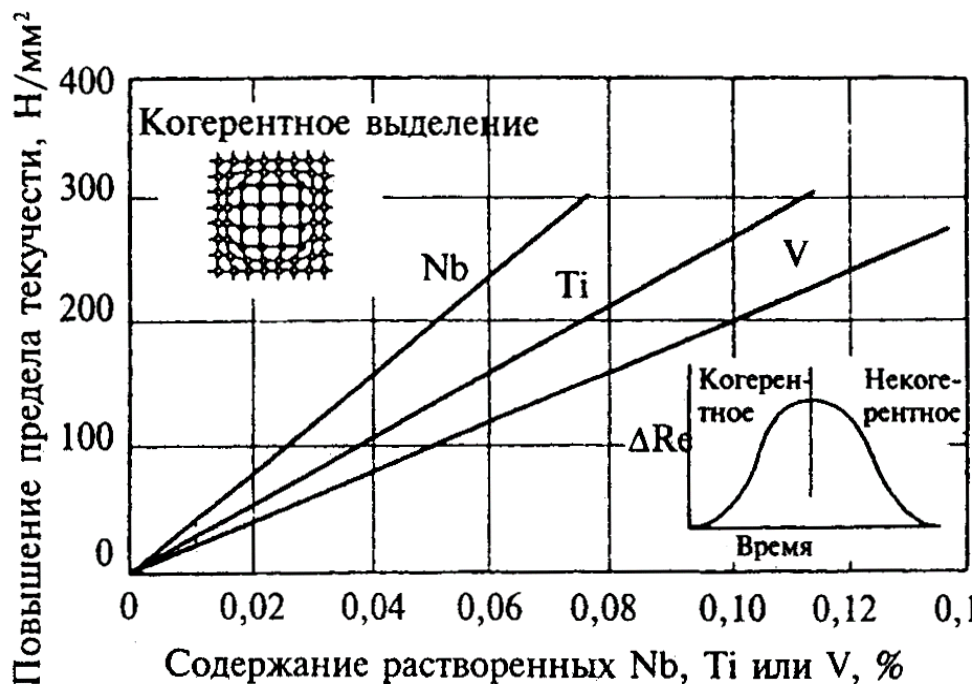
Очень эффективны для дисперсионного твердения частицы размером примерно от 1 до 2-3 нм. Такие дисперсные выделения когерентны с матрицей. Они обычно формируются в процессе $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения или в феррите после его завершения. С повышением температуры и понижением скорости охлаждения частицы имеют тенденцию к росту и становятся некогерентными с матрицей. Такие частицы менее эффективны.

Ожидаемый прирост предела текучести может составить 150-200 МПа.

Ниобий формирует частицы именно этого размера. Выделение карбида ниобия из феррита имеет значительный вклад в прочность феррита. С выделениями NbC из феррита, в частности, связывают оптимальные значения температур смотки ниобийсодержащей микролегированной стали.

Дисперсионное твердение феррита при микролегировании титаном, ванадием и ниобием

В связи с большой разницей параметров решетки между когерентными частицами и α -железом вокруг выделений карбонитридов возникают сильные поля напряжений. Исходя из этого, эффективность микролегирующих элементов должна быть связана с параметрами решетки их карбонитридов.



Повышение предела текучести феррита в результате дисперсионного твердения в зависимости от содержания микролегирующих элементов

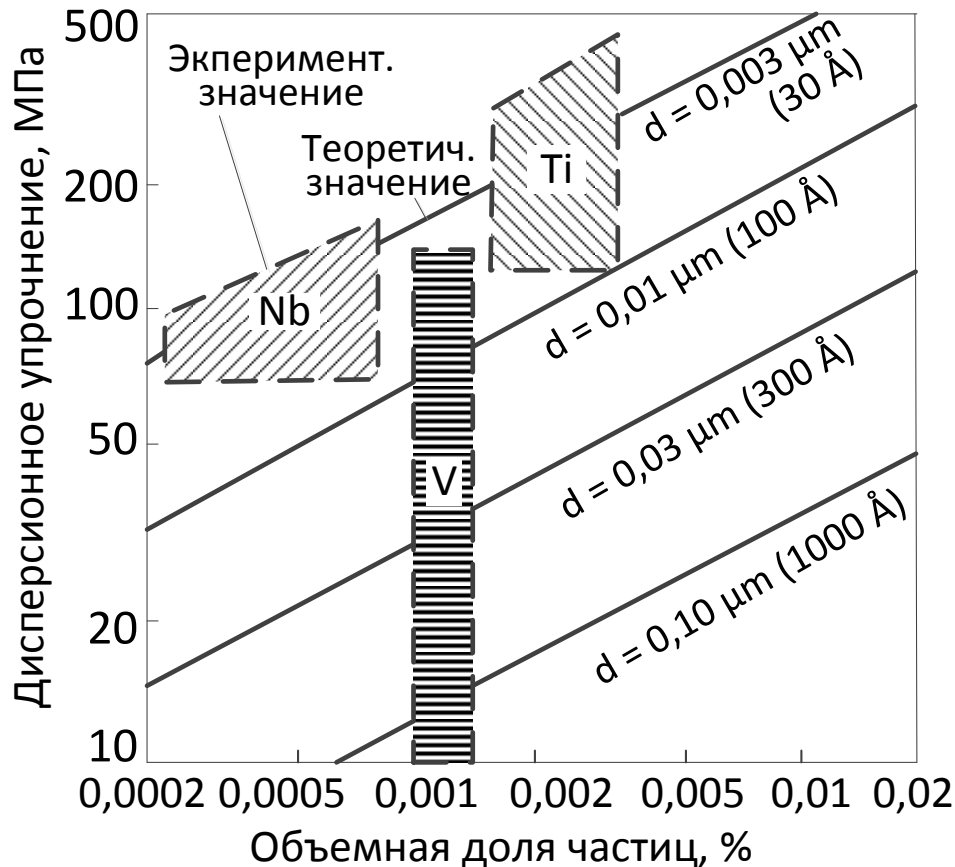
Копцева Н.В., 2021

Среднее значение параметров решетки VC составляет 0,416 нм; VN — 0,415 нм; NbC — 0,446 нм; NbN — 0,438 нм; TiC — 0,432 нм; TiN — 0,423 нм. В результате один и тот же эффект упрочнения достигается при использовании вдвое меньшего количества ниобия, чем ванадия.

Но благоприятное влияние ниобия ограничивается его тенденцией образовывать выделения уже в аустенитной области, и эта тенденция усиливается деформацией. Следовательно, требуемый эффект дисперсионного упрочнения частицами фазы NbC можно ожидать и применять только в низкоуглеродистых сталях или после высокотемпературной горячей деформации.

Соединения ванадия, легче растворимые в аустените, в большей степени пригодны для дисперсионного упрочнения в феррите.

Дисперсионное упрочнение стали



Влияние размеров выделяющихся частиц карбидов и карбонитридов и их объемной доли на дисперсионное упрочнение стали

Уменьшая размер зерна и вводя дисперсные частицы карбидов и карбонитридов, можно существенно упрочнить сталь.

Само по себе дисперсионное упрочнение сопровождается снижением сопротивления хрупкому разрушению, поэтому важно совместить его с измельчением зерна. Этот принцип наиболее эффективно реализуется в сталях, микролегированных ниобием, после термомеханической обработки.

Влияние выделений карбонитридных фаз

- Область минимальной устойчивости для Nb(C,N) располагается при 900 °С; для Ti,Nb(C,N) – при 1100 °С.
- Движущая сила выделения фазы при данной температуре обусловлена пересыщением твердого раствора. Исследования пересыщения для различных систем микролегирования позволяет сделать следующие выводы:

- система Ti-N создает большее пересыщение при температурах выше тех, которые применяются для горячей прокатки;
- в системах V-C и V-N значительное пересыщение, наоборот, наблюдается в нижней части температурной области деформации;
- только система Nb-C создает пересыщение твердого раствора в требуемом температурном интервале (при горячей прокатке).

Отсюда следует, что титан эффективен для контроля структурообразования при высоких температурах (нагреве), ванадий может быть сохранен в γ -твердом растворе (аустените) для дисперсионного твердения в феррите, ниобий эффективен в промежуточной области (контроль процессов структурообразования при термомеханической обработке).

Влияние микролегирующих элементов на процессы в сталях. Заключение.

Роль Ti, Nb и V в формировании структуры микрелегированных сталей

Ванадий практически не формирует выделений в аустените и образует очень много частиц в процессе или после $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, которые обеспечивают дисперсионное твердение. Даже учитывая то, что удельная эффективность соединений ванадия относительно невысока, большая объемная доля выделений компенсирует это, особенно в стали с повышенным содержанием углерода.

Титан формирует нитриды, которые стабильны при высоких температурах в аустенитной области и позволяют контролировать размер зерна аустенита при температуре нагрева перед горячей деформацией, а также при сварке, особенно в зоне термического влияния, примыкающей к границе сплавления. Связывание свободного азота оказывает положительное влияние на вязкость стали и делает ниобий более эффективным. Кроме того, его способность контролировать форму сульфидов может использоваться при производстве стали с повышенным содержанием серы.

Ниобий является эффективным микрелегирующим элементом для измельчения зерна аустенита и феррита в процессе нагрева под прокатку или термическую обработку. Кроме того, он имеет максимальный эффект торможения рекристаллизации аустенита при термомеханической прокатке, которая приводит к такому измельчению зерна, которое не может быть достигнуто никаким процессом термической обработки. Другие полезные эффекты ниобия – снижение температуры $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения за счет твердорастворного эффекта и дисперсионного упрочнения.

Частицы, формирующиеся в процессе горячей деформации или термической обработки в аустенитной области, довольно крупные и составляют примерно 20 нм. Следовательно, они имеют ограниченный эффект упрочнения по механизму дисперсионного твердения. Их основная роль – измельчение микроструктуры.

Влияние микролегирующих элементов на процессы в сталях

Элемент	Упрочнение после горячей прокатки	Упрочнение после нормализации	Влияние на рекристаллизацию при горячей прокатке	Измельчение зерен при нормализации	Измельчение зерен при аустенизации	Влияние на скорость $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения
Ванадий	VN, VC	VC		VN, VC		
Ниобий	Nb(C,N)		Nb(C,N) NbC	Nb(C,N)		Nb
Титан	TiC			TiC	TiN	
Алюминий	AlN			AlN		