

О НЕКОТОРЫХ ВОПРОСАХ ПРОЧНОСТИ ПОВЕРХНОСТИ ПРИ СКОРОСТНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Н.Б.Кириллов,
В.Л.Кривощёков,
Ю.В.Шлёнов
СПбГТУ

При использовании концентрированных источников энергии повышается поверхностная прочность (твердость) закаленного слоя в сравнении с обычной (объемной) закалкой. Это повышение имеет место при обработке как без оплавления, так и с оплавлением поверхности стальной или чугуновой стали. Природа повышения прочностных свойств этого слаботравящегося "белого" закаленного слоя полностью не выяснена. В настоящей работе на основе концепции о недостатке времени при применении концентрированных источников энергии и роли неоднородности в распределении делается попытка объяснения увеличения прочности (твердости).

Как показывает диаграмма И.А.Одинга (рис.1) [1], наибольшую сопротивляемость пластическому деформированию, а следовательно, и прочность будет иметь металл с очень высокой плотностью дислокаций либо металл, у которого плотность дислокаций доведена до минимума [2,3]. Иногда приводят U-образную зависимость прочности металла от плотности дислокаций, что неверно, так как даже при очень большом насыщении кристалла дефектами нельзя достичь теоретической прочности, присущей лишь, если так выразиться, бездефектным монокристаллическим телам.

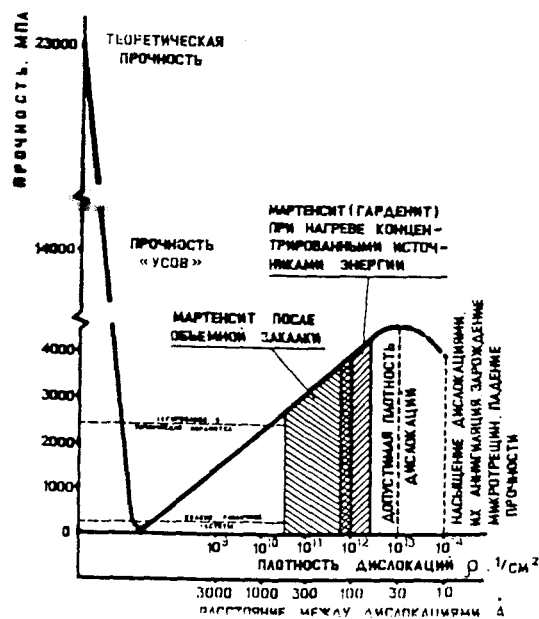


Рис. 1. Схема прочности стали в зависимости от плотности и равномерности распределения дислокаций

Известно, что экспериментальные данные подтвердили справедливость приведенной схемы. Наибольшая прочность получена на нитевидных кристаллах (усах), характеризующихся высокой степенью совершенства кристаллического строения. Различное легирование, разная термическая обработка, холодный наклеп и, вообще, различное состояние термической и механической обработки дали возможность повысить прочность до 3000-4000 МПа. Это значительно ниже прочности совершенного металла.

Однако, получаемая при этом прочность примерно на порядок выше прочности того же металла в отожженном состоянии [2,3].

Следует учесть и следующее. Повышение прочности с возрастанием плотности дислокаций объясняется тем, что при этом возникают не только параллельные друг другу дислокации, но и дислокации в разных плоскостях и направлениях. Такие дислокации будут препятствовать перемещению “удобных” дислокаций, что приводит в итоге к повышению сопротивления деформированию. Следовательно, само наличие дислокаций в реальных металлических кристаллах является причиной более низкой его прочности по сравнению с теоретической [4].

Выше рассмотрены пути повышения прочности металлических материалов с целью достижения максимальных значений ее, при этом не акцентировалось внимание на характеристиках пластичности и сопротивления удару. Инженерное же понятие прочности более широкое, так как оно включает в себя критерии работоспособности конструкций, узлов и деталей.

Ранее нами было показано [5], что структурные превращения, протекающие на различных стадиях распада твердых растворов, оказывают определяющее влияние на изменение механических свойств металла. Весьма важна при этом равномерность распада твердых растворов, которая приводит к созданию в матрице относительно правильного чередования частиц карбидов и интерметаллидов, т.е. к образованию структуры типа микрорешетки из этих фаз. При таком распаде твердый раствор в процессе температурно-временных (или температурно-скоростных) циклов под нагрузкой все время остается относительно изотропным и обеспечивает равномерное протекание пластической деформации. Одновременно с этим обеднение твердого раствора легирующими элементами (разупрочнение его) облегчает работу границ зерен, так как дает возможность реализоваться течению внутри их. Это замедляет развитие межзеренных повреждений, ослабляет локализацию пластической деформации.

Вторым важным структурным фактором, определяющим сопротивление зарождению и развитию трещин, является объемная дилатация на границе раздела “формирующаяся фаза - матрица”, предопределяющая появление разноименных упругоискаженных областей в матрице, глубину их распространения и уровень напряжений [5].

Развитые структурные концепции относятся в основном к особен-

ностям распада твердых растворов, равномерности и изотропности формирования вторичных (и первичных) избыточных фаз, повышению прочности границ зерен в результате разупрочнения во времени тела зерна, изменению расстояния между избыточными фазами вследствие их коагуляции, процессам предвыделения в инкубационном периоде (скрытом или латентном) периоде распада, размерным напряжениям и т. п. [5].

Но кроме рассмотренных число классических структурных изменений и их влияния на комплекс свойств, необходимо учитывать не только плотность дислокаций, но и расстояние между ними. Последний критерий в значительной мере характеризует способность металла к перераспределению пластической деформации. Это особенно важно и потому, что плотность дислокаций весьма неравномерна, и это способствует локализации деформации в местах уменьшения прочностных факторов. Особенно важно влияние неравномерности распределения дислокаций при довольно высокой прочности.

Учитывая определяющее влияние неравномерности распределения дислокаций на сосредоточение пластической деформации, на абсциссе диаграммы И.А.Одинга (рис. 1) указаны не только значения плотности дислокаций, но и среднее расстояние между ними. Определялось оно из формулы:

$$a - 1/\sqrt{\rho}, \text{ см}^{-1},$$

где ρ - плотность дислокаций, a - расстояние между ними.

При плотностях дислокаций 10^8 , 10^9 , 10^{10} , 10^{11} , 10^{12} , 10^{13} , 10^{14} среднее расстояние между ними будет соответственно равным 1000, 300, 100, 30, 10, 3, 1 нм. Это уже значит, что в стали не может быть достигнута такая высокая плотность дислокации, как 10^{13} и 10^{14} , ибо в этих случаях должно происходить как бы "насыщение" ими, их аннигиляция. Взаимодействие силовых полей от этих дефектов будет приводить к образованию нарушений сплошности металла и к возникновению микротрещин. Даже при незначительных зональных напряжениях, а они всегда имеются, и даже значительные, например, в процессе довольно быстрого охлаждения после нагрева изделий концентрированными потоками энергии, будут возникать трещины.

Следовательно, следует согласиться с В.С.Ивановой в том, что при довольно значительном увеличении плотности дислокаций будет иметь место уже падение прочности. Это положение проиллюстрировано штриховой кривой диаграммы И.А.Одинга (рис. 1.).

Нами рассмотрено равномерное распределение дислокаций. В случае их неравномерного расположения указанные негативные эффекты будут проявляться при меньшей плотности дислокаций (и других дефектов).

Опережая поставленные цели, следует отметить, что лазерный и другие подобные способы скоростной поверхностной закалки приводят к увеличению плотности дислокаций в закаленном металле. При этом,

как уже отмечалось, важно учитывать расстояние между дислокациями и равномерность их распределения. Если принять, что после обычной (объемной) закалки инструментальных сталей расстояние между дислокациями примерно соответствует 25-80 нм, то после лазерной обработки оно составляет 15-25 нм. Если это так, то лазерная поверхностная закалка (повышая плотность дислокаций) уменьшает расстояние между дислокациями в 2-3 раза. Не рассматривая вопросы равномерности распределения дислокаций при скоростных методах закалки, все же необходимо отметить, что увеличение плотности как бы увеличивает равномерность их расположения. Это благоприятный фактор, но при этом возможно перекрытие и взаимодействие полей напряжений от близко расположенных дислокаций. Возможно также образование микронесплошностей и даже трещин. Это подобно резкому охрупчиванию, падению длительной прочности при интенсивном выпадении избыточной интерметаллидной фазы типа Ni_3Ti в аустенитных дисперсионно упрочняемых сталях и сплавах [5].

Прежде чем рассмотреть величину возможной плотности дислокаций при поверхностной закалке концентрированными потоками энергии, а также и другие их параметры, изложим известные в науке и предлагаемые нами концепции о неоднородности и мелкозернистости структуры при скоростной обработке [6-12].

Нагрев концентрированными потоками энергии требует весьма малого времени (10^{-4} - 10^{-6} с). При охлаждении, учитывая специфику, скорость также больше (10^{-4} - 10^{-6} с), чем при обычном процессе в различных жидких закалочных средах. Однако при таких высоких скоростях нагрева и охлаждения, реализуемых при обработке концентрированными потоками энергии, не зафиксированы новые структурные превращения и не обнаружены новые структурные составляющие. Следовательно, высокоскоростная обработка не приводит к каким-либо принципиальным изменениям механизма превращения при нагреве и охлаждении.

Несмотря на то, что в условиях скоростного нагрева наблюдается даже смещение критических точек в область более высоких температур, недостаток времени, свойственный такой обработке, обуславливает не только неполное протекание процессов превращения (диссоциация карбидной фазы, растворение и выделение ее, переход $\alpha \rightarrow \gamma$ и др.), но и значительную химическую неоднородность. При значительных скоростях охлаждения (закалке), присущих данным способам, в большей мере, чем при обычном охлаждении, подавляются не только процессы диффузии легирующих элементов, но и диффузия элементов внедрения - углерода, азота [13,14].

Определяющей стадией скоростной закалки является процесс нагрева, а при быстром охлаждении происходит лишь "фиксация" полученных при нагреве весьма неоднородных, неравновесных структур. Но, как уже отмечалось ранее, эта "фиксация" в большей мере подавляет диффузионные процессы, чем охлаждение при обычной закалке. Эти

процессы в общем обуславливают как мелкозернистость и малую фрагментацию закаленных структур (мартенсита и остаточного аустенита), так и их неоднородность не только по легирующим элементам, но и по углероду. Безусловно, при этом будет изменяться и уровень размерных и концентрационных напряжений.

Неоднородный мелкозернистый мартенсит, свойственный, как уже отмечалось, нагревам концентрационными потоками энергии, безусловно, способствует и образованию мелкозернистого неоднородного мартенсита при охлаждении. Это значит, что, хотя сам по себе мартенсит неоднороден (даже по содержанию углерода), он в силу мелкозернистости имеет и мелкие фрагменты. Эта небольшая размерная дилатация не только обеспечивает квазиоднородность механических свойств, например, твердости, но и заметно повышает коррозионную стойкость, то есть выравнивает электронный потенциал между телом зерна и границей, между соседними фрагментами (пластинами) и т.д. Но, с другой стороны, наличие химической неоднородности должно способствовать увеличению коррозионной повреждаемости. В итоге сопротивляемость коррозионному процессу будет определяться размерными и концентрационными условиями. Наличие “белой” слаботравящейся зоны при поверхностной обработке концентрированными потоками энергии свидетельствует о том, что размерный фактор является в данном случае определяющим, несмотря и на наличие значительного количества остаточного аустенита. Изложенное показывает, что “белый слой” при поверхностной закалке концентрированными потоками энергии представляет собой бесструктурный мартенсит (гарденит). Он наследует мелкозернистость и неоднородность по химическому составу аустенита, полученного в момент окончания нагрева концентрированными потоками энергии. Безусловно, что около мартенсита будет и остаточный аустенит и даже небольшое количество карбидов, но это есть сопутствующие бесструктурному мартенситу фазы.

Теперь остановимся на остаточном аустените. Общеизвестно, что его количество при нагреве концентрированными потоками энергии значительно повышается по сравнению с объемной закалкой. Так, нами показано, что в стали У8А после объемной закалки было 5-7% аустенита, а после электронно-лучевой обработки его стало 20-22%. Подобные закономерности присущи и другим сталям.

Одной из причин более высокого сохранения переохлажденного аустенита при скоростной закалке является повышенное содержание углерода в нем. Это повышение и, вообще, неоднородность обусловлены недостатком времени, необходимого для выравнивания даже по содержанию углерода. Переохлажденный аустенит с относительно пониженным содержанием углерода превращается в гарденит (бесструктурный мартенсит).

Следует полагать, что этот остаточный переохлажденный аустенит подвергается наклепу при снижающейся температуре, учитывая значи-

тельные напряжения, присущие анализируемым способам нагрева и охлаждения. По-видимому, деформация его весьма значительна. Принимая во внимание это, а также его высокую дисперсность и “запрещение” деформированию окружающими микрообъемами возникшего бесструктурного мартенсита, он не только не вносит значительного вклада в снижение твердости, как это имеет место при обычной закалке, но даже повышает ее. Это значит, что более высокая твердость “белого” слоя при скоростной закалке определяется не только бесструктурным мартенситом с высокой дислокационной плотностью, мелкозернистостью, фрагментацией, химической и структурной неоднородностью, но и прочностью аустенита в данных специфических условиях.

Необходимо учитывать и то, что повышенное количество остаточного аустенита в большей мере будет способствовать сопротивлению распространения трещин, возникших в мартенсите. Высокодисперсное состояние аустенита при наличии определенного запаса пластичности служит барьером на пути распространения трещин.

Приведенные данные и их анализ дают возможность интерпретировать повышение твердости при скоростной термической обработке предварительно закаленной стали. Не следует считать, что при этом примерно на порядок повышается плотность дислокаций. Повышается равномерность распределения дислокаций. Повышение ее в бесструктурном мартенсите в 2-3 раза уже довольно значительно, и это при измельчении зерна и фрагментации его, наклепе аустенита и изменении других структурных факторов [2, 5, 15] должно привести к наблюдаемому повышению прочности.

Поставленные вопросы о природе упрочнения поверхности стальных (и чугуновых) изделий, закаленных с использованием концентрированных потоков энергии, требуют дальнейших исследований. Однако не следует игнорировать роль неоднородности аустенита и мартенсита (гарденита), мелкозернистости этих фаз, фазового наклепа, а также других различных структурных изменений, свойственных скоростному нагреву и охлаждению.

ЛИТЕРАТУРА

1. Одинг И.А О роли дислокаций в процессе ползучести // Изв. АН СССР. Сер. ОТН - 1948. - №12. - С.1795-1802.
2. Иванова В.С., Гордиенко Л.К. Новые пути повышения прочности металлов. - М.: Наука, 1964. - 118 с.
3. Роль дислокаций в упрочнении и разупрочнении металлов / В.С.Иванова, Л.К.Гордиенко, В.Н.Геминев, П.В.Зубарев, З.Г.Фридман, Ю.П.Либеров, В.Ф.Терентьев, И.А.Воробьев, В.Г.Кудряшев. - М.: Наука, 1965. - 180 с.
4. Гуляев А.П. Металловедение. - М.: Металлургия, 1978. - 648 с.

5. Паршин А.М. Структура, прочность и радиационная повреждаемость коррозионноустойчивых сталей и сплавов. - Челябинск: Металлургия, 1988. - 646 с.

6. Паршин А.М., Кириллов Н.В., Кривошеков В.Л. Структурно-физические особенности разработки режимов термической обработки концентрированными источниками энергии // Повышение производительности и качества обработки изделий электрофизическими и комбинированными методами. Сб. научн. трудов. - Спб.: СПбГТУ, 1992. - С. 21-25.

7. Структурные особенности при термической обработке концентрированными источниками энергии / А.М.Паршин, Г.Н.Теплухин, Н.В.Кириллов, В.Л.Кривошеков // Прочность и долговечность материалов, конструкций и деталей машин. Тр. СПбГТУ №445. - Спб.: СПбГТУ, 1993. - С.3-13.

8. Паршин А.М., Кириллов Н.В. Физические и структурные аспекты обработки концентрированными источниками энергии // РАН. Металлы. - 1995. - №3. - С.122-126.

9. Лазерная техника и технология. В 7 кн. Кн. 3. Методы поверхностной лазерной обработки / А.Г.Григорьянц, А.Н.Сафонов / Под ред. А.Г.Григорьянца. - М.: Высшая школа, 1987. - 192 с.

10. Криштал М.А., Жуков А.А., Кокора А.Н. Структура и свойства сплавов, обработанных излучением лазера. - М.: Металлургия, 1973. - 192 с.

11. Леонтьев П.А., Чеканова Н.Т., Хан М.Г.. Лазерная поверхностная обработка металлов и сплавов. - М.: Металлургия, 1986. - 144 с.

12. Лазерная и электронно-лучевая обработка материала / И.Н.Рыкалин, А.А.Углов, И.В.Зуев, А.Н.Кокора. - М.: Машиностроение, 1985. - 495 с.

13. Завьялов А.С. Новое в термической обработке стали. - Л.: ЛДНТП, 1966. - 36 с.

14. Теплухин Г.Н. Закономерности структурообразования в сталях перлитного класса. - Л.: ЛГУ, 1982. - 186 с.

15. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. - М.: Металлургия, 1986. - 224 с.