

А.Н. ДАВИДОВИЧ, канд. техн. наук (ФТИ НАНБ)
Л.М. ДАВИДОВИЧ, канд. техн. наук (БНТУ)
В.А. ДАВИДОВИЧ (ГКНТ)

ОСОБЕННОСТИ ТЕРМИЧЕСКОГО И ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ ПРИ ТЕРМОПЛАСТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ СТАЛЬНЫХ ЗАГОТОВОК

Разработанный и запатентованный ГНУ ФТИ НАНБ способ продольно-поперечной прокатки лезвийных частей применяется при изготовлении деталей рабочих органов сельскохозяйственных машин. Эти детали работают в условиях ударно-абразивного воздействия почвы и поэтому должны иметь высокие прочностные и вязкие свойства [1]. Комплексный технологический процесс термопластической обработки (ТПО) включает в себя плазменную вырезку листовой заготовки, индукционный нагрев, продольно-поперечную прокатку лезвия изделия и закалку с температуры окончания деформации. В этом случае технологический процесс обеспечивает оптимальное соотношение прочностных и вязких характеристик изделия, необходимых в условиях ударно-абразивной эксплуатации. Такой комплекс свойств определяется образованием субмелкодисперсной мартенситной структуры в процессе ускоренного охлаждения деформированного аустенита, полученного на стадии горячего пластического формообразования изделия. То есть, упрочнение материала достигается осуществлением механизмов термического и деформационного упрочнения, а, в конечном итоге, процессом ячеистой фрагментации металла при термопластической обработке.

Рассмотрим особенности формирования субструктуры ОЦК-металла, к которой относится весь спектр железоуглеродистых сплавов, применяемый в качестве рабочих органов сельскохозяйственной техники.

В основу любой термопластической обработки положен такой принцип изменения структуры, который бы позволял получать высокий уровень свободной энергии системы при равномерном распределении дефектов кристаллической решетки и супермелком

зерне в деформируемом объеме. Пластическая деформация в дорекристаллизационной температурной зоне в любом случае позволяет увеличить плотность дефектов кристаллической решетки металла и его механические свойства, т.е. своеобразным образом упрочнить металл. Однако в каждом отдельном случае степень этого упрочнения и механизм структурообразования могут быть различными и приводить в конечном итоге к неодинаковым результатам. Следовательно, при разработке конкретного технологического процесса данное обстоятельство следует, очевидно, учитывать с тем, чтобы оптимизировать как схему, так и параметры этого процесса.

В силу поликристаллического строения все металлы при пластическом деформировании упрочняются за счет движения и взаимодействия дефектов кристаллической решетки, при этом их плотность увеличивается. На это свойство в свое время указывал Одинг И.А. [2], предложив диаграмму зависимости сопротивления металлов деформированию от плотности дислокаций.

Кривая изменения относительной величины сопротивления деформации в зависимости от плотности дислокаций $\frac{\sigma}{\sigma_0} = f(\rho)$ (рисунок 1) отвечает деформированию на всех его стадиях, начиная от идеального кристалла ($\rho = 0$) и заканчивая предельной гипотетической степенью деформации ($\rho = \rho_{кр}$), когда по существу отсутствует упорядоченное размещение атомов, и металл является по сути дела аморфным телом. На осях диаграммы отложены: $\frac{\sigma}{\sigma_0}$, где σ – сопротивление деформации, σ_0 – прочность идеального кристалла, и плотность дефектов кристаллической решетки ρ .

Начальная область диаграммы соответствует интенсивному введению в идеальный кристалл различных дефектов кристаллической решетки в процессе его затвердевания и характеризуется резким падением прочности металла. В отожженных металлах минимальная плотность дислокаций ρ_{min} обычно соответствует 10^7 см^{-2} .

Постепенный рост плотности дислокаций происходит в результате деформации металла до степеней, соответствующих плотности дислокаций $\rho = 10^{11} \text{ см}^{-2}$. Дальнейшее повышение степени деформации не дает заметного увеличения прочности металла, поскольку начинается процесс аннигиляции дислокаций различных знаков с возрастанием дислокационных процессов и зарождением дефектов разрушения металла (рисунок 1, кривая 1).

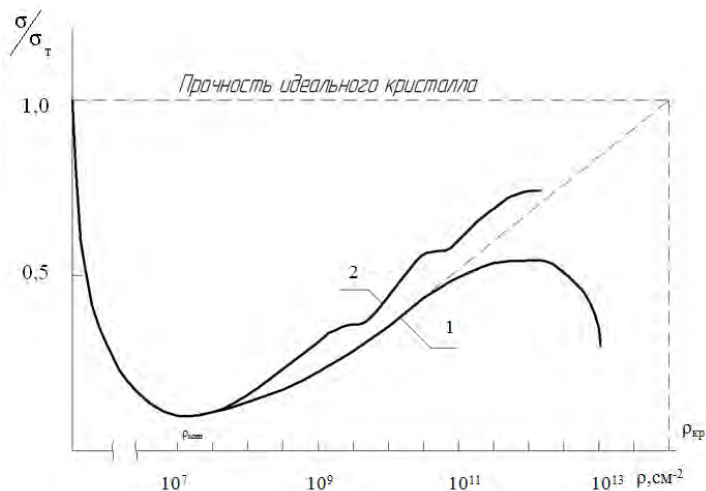


Рисунок 1 – Диаграмма изменения относительной величины сопротивления деформации в зависимости от плотности дислокаций $\frac{\sigma}{\sigma_0} = f(\rho)$

Таким образом, обычное, непрерывное пластическое деформирование не даст значительного увеличения прочности металла и, тем более, не даст приблизиться к предельной ее величине, поскольку при больших степенях деформации из двух конкурирующих процессов упрочнения и разупрочнения интенсивность последнего будет возрастать, приводя в конечном итоге к снижению прочности металла и к его разрушению.

Существует два способа повысить прочностные характеристики материала: путем увеличения межатомарных связей системы за счет легирования матрицы примесными атомами и созданием особых структур и субструктур, применяя особые режимы пластического деформирования металла.

Железоуглеродистые сплавы, имеющие ОЦК решетку, являются наиболее подходящими сплавами для субструктурного упрочнения по механизму создания ячеистых субструктур вследствие трех основных причин: низкая подвижность дислокаций, высокая энергия взаимодействия примесных атомов с дислокациями и высокая энер-

гия дефектов упаковки. Все эти факторы служат предпосылкой к возможности поперечного скольжения дислокаций с образованием клубкообразных систем и дислокационных ячеек высокой степени устойчивости.

Исключительно низкая подвижность дислокаций в ОЦК металлах, отличающаяся на 5-7 порядков от скорости движения дислокаций у ГЦК металлов, является одной из основных причин сильного взаимодействия их с примесными атомами. Если учесть, что у легированных сталей наряду с атомами углерода имеется примесь атомов хрома и других элементов, то следует здесь ожидать более интенсивное образование ячеистой структуры по сравнению с простыми углеродистыми сталями.

Особенность строения решетки ОЦК растворов и сравнительно высокая диффузионная подвижность примесных атомов внедрения является причиной сильного их взаимодействия с дислокациями. Решетка ОЦК, как известно, обладает меньшими промежутками, вследствие чего внедренный атом сильно ее искажает и тем самым создает условие для высокой энергии взаимодействия.

Металлы с ОЦК решеткой обладают также высокой энергией дефектов упаковки γ , которые связывают частичные дислокации. Расщепление полных дислокаций на частичные у этих металлов выражено очень слабо. Это облегчает поперечное скольжение дислокаций, приводя к турбулентности пластического течения. Механизм поперечного скольжения, когда дислокации перемещаются перпендикулярно к направлению сдвига, приводит к дополнительному охвату объемов пластического течения и более интенсивному упрочнению металла.

Рассмотренные причины образования ячеистых структур у металлов с ОЦК решеткой позволяют сделать важный вывод о том, что в данном случае происходит существенное увеличение суммарного объема металла, охваченного пластической деформацией. При этом повышается однородность деформации и увеличивается интенсивность энергопоглощения при заданных условиях нагружения.

Можно предположить, что поскольку образованию ячеистой структуры сопутствует процесс поперечного скольжения, то и условия интенсивного протекания поперечного скольжения будут соответствовать оптимальному режиму образования ячеистой структуры. Экспериментальными исследованиями деформированного же-

леза показано, что поперечное скольжение начинается только после достижения верхнего предела текучести, а максимальное развитие образования ячеистой структуры соответствует моменту окончания площадки текучести, когда линии текучести охватывают весь деформируемый объем. В дальнейшем этот процесс существенно замедляется, что видно из рисунка 2, где показаны кривые изменения плотности дислокаций ρ и средней длины пробега дислокаций Δ [3].

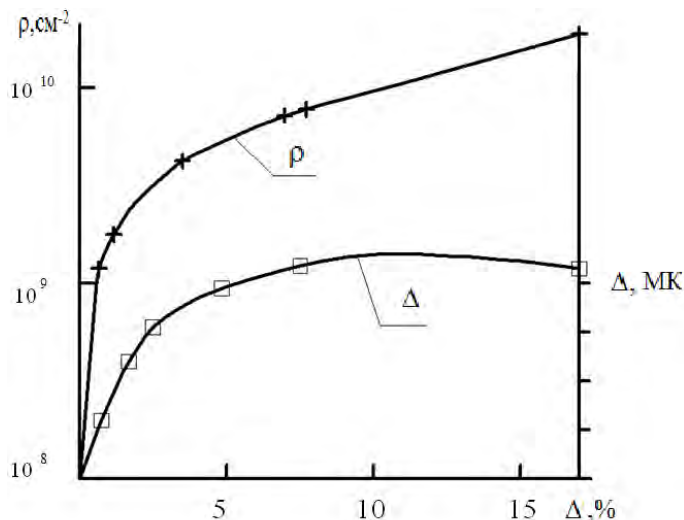


Рисунок 2 – Кривые изменения плотности дислокаций ρ и средней длины пробега дислокаций Δ

Поскольку плотность дислокаций взаимосвязана с числом актов перескальзывания их на другую плоскость скольжения за единицу времени, т.е. с частотой поперечного скольжения, то кривая $\rho = f(\Delta)$ (рисунок 2) может характеризовать интенсивность образования ячеистой структуры в зависимости от степени деформации.

Ход кривой $\rho = f(\Delta)$ свидетельствует о том, что максимум частоты поперечного скольжения достигается при степени деформации около 2 %. В связи с этим для быстрого формирования ячеистой структуры требуется небольшая деформация в пределах площадки текучести. Дальнейшее же упрочнение металла путем увеличения

плотности фрагментированной структуры следует, очевидно, достигать циклическим повторением малых деформаций с предварительной разгрузкой деформируемого объема. Во время разгрузки происходит неконсервативное переползание находящихся ранее в напряженном состоянии дислокаций и соответствующая этому релаксация внутренних напряжений. Наступает своеобразный «отдых» металла. Такое деформирование и соответствующее этому упрочнение металла представлено на рисунке 1 (кривая 2).

Таким образом, применяя термопластическую обработку по механизму ячеистой фрагментации металла, можно достичь существенно большей прочности металла. В настоящее время при использовании технологий субструктурного упрочнения, хотя еще не достигли уровня теоретической прочности, однако и достигнутый уровень уже в несколько раз превышает максимальную прочность существующих технических сплавов.

Продольно-поперечная прокатка заготовок осуществляется в два перехода. Первый переход производится при температуре горячей деформации 1200 °С, назначение которого – осуществить основное формообразование заготовки. Степень деформации заготовки на втором переходе небольшая, и сама операция предназначена для улучшения механических и пластических свойств металла путем создания фрагментированной мелкозеренной структуры. Температура начала деформации на втором переходе соответствует 950 °С, в связи с чем деформация происходит в температурной зоне рекристаллизации стали.

Процесс рекристаллизации при деформировании металла, очевидно, протекает одновременно с накоплением дефектов кристаллической решетки, и центры кристаллизации новой фазы, безусловно, зарождаются на этих дефектах. Одновременно происходят два процесса с получением мелкодисперсной структуры с высокими физическими свойствами.

Рисунок 3 иллюстрирует изменение структуры стали 40Х в процессе термопластической обработки и рекристаллизации, в результате чего на острие стрелчатой лапы, изготовленной из этой стали, получена мелкозернистая структура с размером зерна 8–10 мкм.

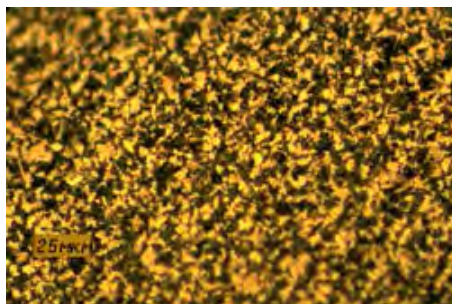


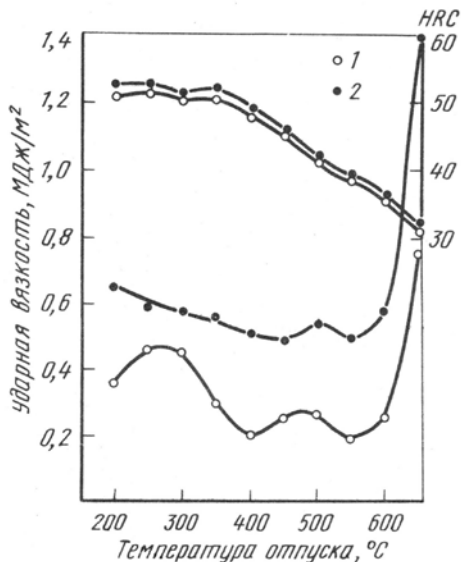
Рисунок 3 – Микроструктура острия стрелчатой лапы, изготовленной из стали 40X методом поперечно-продольной прокатки

Рисунок 4 иллюстрирует формирование ячеистой субструктуры в стали 40X после термопластической обработки.



Рисунок 4 – Тонкая структура стали 40X после термопластической обработки, $\times 40000$

О положительном влиянии термопластической обработки на прочностные и вязкие свойства металла свидетельствуют данные, приведенные на рисунке 5 [4]. Как видно из графиков сталь, обработанная методом ТПО, имеет вдвое более высокую вязкость после отпуска и более высокую твердость.



1 — после обычной закалки в масле с 1000 °С; 2 — после закалки в масле и горячей деформации

Рисунок 5 — Зависимость ударной вязкости от температуры отпуска для стали 35ХГСА

Литература

- 1. Повышение** работоспособности деталей рабочих органов сельскохозяйственных машин / И.Н. Шило [и др.]; Мин. сель. хоз-ва и продовольствия Респ. Беларусь, Белорусский государственный аграрный технический университет. — Минск: БГАТУ, 2010. — 320 с.
- 2. Одинг, И.А.** О роли дислокаций в процессе ползучести / И.А. Одинг // Известия АН СССР. Сер. «Отделение технических наук». — 1948. — № 12. — С. 1795–1802.
- 3. Котрелл, А.Х.** Дислокации и пластическое течение в кристаллах / А.Х. Котрелл. — М.: Металлургиздат, 1958. — 267 с.
- 4. Диаграмма** горячей деформации, структура и свойства сталей: справ. изд. / М.Л. Берштейн [и др.]. — М.: Металлургия, 1989. — 544 с.