

## ТЕРМОПЛАСТИЧЕСКОЕ УПРОЧНЕНИЕ ДОЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ С НАГРЕВОМ В МЕЖКРИТИЧЕСКОЙ ОБЛАСТИ ТЕМПЕРАТУР

З.Б. Батаева, И.А. Батаев (г. Новосибирск, Россия)

В трудах многих известных специалистов, связанных с проблемой улучшения структуры материалов методами термопластической обработки, в том числе в работах М.Л. Бернштейна, Л.И. Тушинского, К.Ф. Стародубова, В.К. Бабича, И.Е. Долженкова, В.И. Большакова и др. отмечается, что важнейшими механизмами дислокационного упрочнения сталей являются механизмы, основанные на измельчении зеренной структуры металла и формировании в стали дислокационных построений субзеренного типа. Эти механизмы были заложены в основу таких методов упрочнения как контролируемая прокатка, высокотемпературная термомеханическая обработка, регулируемое термопластическое упрочнение сталей [1,2].

Одним из наиболее эффективных подходов к проблеме повышения комплекса важнейших механических свойств углеродистых и низколегированных сталей с нашей точки зрения является подход, развиваемый Л.И. Тушинским с сотрудниками. Предложенный ими способ регулируемого термопластического упрочнения предусматривает формирование в сталях в процессе их горячей деформации и последующего охлаждения мелкозернистой структуры и развитых дислокационных построений субзеренного типа.

Схема регулируемого термопластического упрочнения предусматривает получение мелкозернистой структуры аустенита с дислокационными построениями субзеренного типа на двух последних стадиях прокатки. В результате предпоследнего обжатия и последеформационной паузы развивается процесс первичной рекристаллизации, обеспечивающий формирование мелкого зерна аустенита. Степень окончательной деформации подбирается таким образом, чтобы в измельченном зерне были образованы дислокационные субзеренные построения.

Задача, поставленная в данной работе, заключалась в разработке процесса регулируемого термопластического упрочнения стали 09Г2С с нагревом в межкритической области  $A_{C1}$ - $A_{C3}$  и получении явно выраженной анизотропной структуры ферритомартенситного типа. Простой перенос решений, полученных, например, при оптимизации режимов горячей деформации стали эвтекто-

идного состава, для выполнения данной задачи не подходит, поскольку мы имеем дело с деформацией не одной фазы (аустенита), а одновременно двух - аустенита и феррита. Другая принципиальная особенность прокатки стали 09Г2С, обусловленная задачей исследования, заключается в формировании конечной четко ориентированной структуры. Эта особенность обуславливает необходимость прокатки стали с большими степенями обжатия. Учитывая полученные ранее результаты, было принято решение на предпоследней стадии прокатки обеспечить степень обжатия, равную 60 %.

При разработке оптимальных режимов регулируемого термопластического упрочнения сталей важным этапом является определение времени последеформационной паузы  $t_1$ . В комплексе с такими технологическими параметрами процесса как температура деформации и степень обжатия материала величина  $t_1$  определяет характер и кинетику рекристаллизационных процессов в обеих фазах стали (феррите и аустените). При выборе величины  $t_1$  в качестве критерия целесообразно использовать уровень прочностных свойств стали. В этой связи в работе изучали влияние времени последеформационной выдержки  $t_1$  на величину предела текучести стали. Анализ экспериментальных данных свидетельствует о том, что увеличение длительности последеформационной паузы до 5 секунд слабо отражается на величине предела текучести стали 09Г2С. При дальнейшем увеличении значений  $t_1$  предел текучести стали постепенно снижается. Объясняется такой ход зависимости развитием процесса собирательной рекристаллизации. Учитывая температуру нагрева и деформации стали, понятно, что с позиции обеспечения свойств материала необходимо анализировать развитие процессов рекристаллизации как в аустените, так и в феррите.

Анализ структурных изменений, происходящих в результате прокатки образцов по технологии регулируемого термопластического упрочнения отражен на рисунке 1. Выбранный масштаб и отсутствие прямых исследований тонкой структуры аустенита не позволило на данной схеме отразить все преобразования, происходящие в деформи-

## ТЕРМОПЛАСТИЧЕСКОЕ УПРОЧНЕНИЕ ДОЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ С НАГРЕВОМ В МЕЖКРИТИЧЕСКОЙ ОБЛАСТИ ТЕМПЕРАТУР

рованной стали 09Г2С. По данным структурных исследований можно достаточно надежно говорить, в первую очередь, об изменениях, происходящих в  $\alpha$ -фазе деформированной стали.

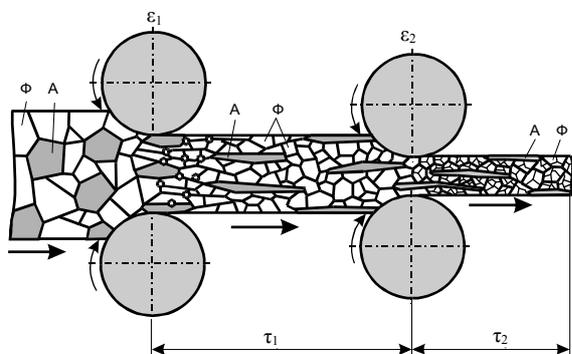


Рисунок 1 – Схематическое представление структурных изменений, обусловленных пластической деформацией стали 09Г2С при температуре нагрева соответствующей межкритической области  $A_{c1}-A_{c3}$ ,  $\epsilon_1$   $\epsilon_2$  – степень предпоследнего и окончательного обжатия стали,  $\tau_1$   $\tau_2$  – время выдержки стали после предпоследнего и окончательного обжатия в валках прокатного стана; А – аустенит, Ф – феррит

Время от выхода стальных образцов из валков прокатного стана до начала ускоренного охлаждения составляло менее одной секунды. Металлографически показано, что по истечении даже такого короткого времени зерна феррита становятся измельченными в результате развития рекристаллизационных процессов. Учитывая то, что деформация стали в горячем состоянии осуществлялась с большой степенью ( $\epsilon_1 = 60\%$ ), можно предположить, что доминирующим процессом на этой стадии деформации является процесс динамической рекристаллизации.

Таким образом, на основании проведенных исследований и изучения механических свойств стали 09Г2С после различного времени выдержки  $\tau_1$  было принято решение выбрать величину этого параметра минимально возможной. При реализации схемы регулируемого термопластического упрочнения в данной работе удалось обеспечить последеформационную паузу  $\tau_1$  длительностью 5 с.

Функция второй стадии деформации со степенью  $\epsilon_2$  в схеме регулируемого термопластического упрочнения заключается в формировании в предварительно измельченном зерне дислокационных построений субзеренного типа. Выбор степени деформации  $\epsilon_2$  осуществлялся на основании металлогра-

фических исследований структуры ферритной матрицы и результатов изучения механических свойств стальных образцов. В результате проведенных исследований было установлено, что оптимальная степень деформации, обеспечивающая решение поставленной задачи, составляет 15%. По данным работ А.О. Токарева, А.В. Плохова, Е.Н. Миронова такая степень деформации должна приводить к формированию субзеренной структуры не только в феррите, но также и в зернах аустенита низкоуглеродистых сталей.

Учитывая, что почти половину объемной доли в нагретой до 760...820 °С стали составляет аустенит, структурным изменениям в этой фазе, обусловленным горячей деформацией материала, необходимо уделять такое же серьезное внимание, как и преобразованиям феррита. На рисунке 2 показаны три схемы, отражающие влияние размера зерна аустенита и его дислокационной субструктуры на структуру образующегося при ускоренном охлаждении стали мартенсита. Представленные схемы соответствуют материалу с крупным (а), мелким (б) зерном аустенита, а также материалу с измельченным в процессе прокатки аустенитным зерном и сформированными в нем субзеренными построениями (в). Схема (а) на приведенном рисунке соответствует материалу, нагретому до температуры деформации, но не попавшему в валки прокатного стана. Мартенсит, образующийся из аустенита такого типа также будет крупнокристаллическим, поскольку размер наиболее крупных кристаллов мартенсита (образующихся первыми), соответствует размеру аустенитного зерна (границу зерна аустенита мартенситный кристалл не пересекает).

Если бы в результате горячей пластической деформации и развития рекристаллизационных процессов была сформирована структура мелкозернистого аустенита, то в процессе последующей закалки на месте аустенита была бы также сформирована благоприятная структура мелкокристаллического мартенсита, обеспечивающего высокий комплекс механических свойств стали (рисунок 2, схемы б и д). В действительности морфология аустенита в стали 09Г2С, пластически деформированной со степенью 60% при 790 °С, отличается от приведенной на схеме (б). В результате прокатки зерна аустенита вытягиваются, становятся плоскими. Из-за повышенной плотности дислокаций зерна такой формы являются нестабильными. В результате развития процессов рекристаллизации происходит измельчение аустенитных зерен

в пределах плоских объектов, сформированных в условиях обжатия стальных образцов. В температурно-силовых условиях обработки материала, использованных в данной работе, за время последеформационной выдержки  $\tau_1$  не происходит изменения внешней формы аустенитных конгломератов. Поэтому на окончательной стадии силового воздействия прокатке подвергаются конгломераты мелких зерен аустенита, имеющие в пространстве форму плоских скоплений (рисунок 2в,е).

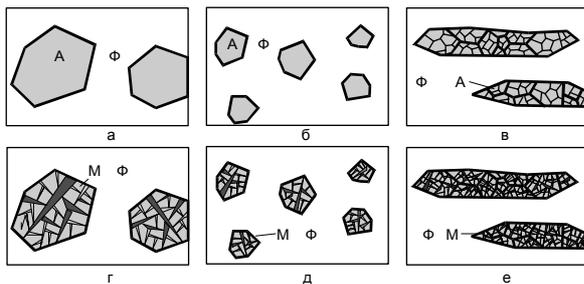


Рисунок 2 – Схемы формирования аустенита из крупнозернистого (а,г), мелкозернистого (б,д), и пластически деформированного слоистого (в,е) аустенита. А – аустенит, Ф – феррит, М – мартенсит

Уже отмечалось, что окончательное обжатие в схеме регулируемого термопластического упрочнения предназначено для формирования дислокационной структуры субзерненного типа. Результаты трансмиссионных электронномикроскопических исследований свидетельствуют о том, что в феррите стали 09Г2С после второго обжатия образуется развитая субзерненная структура. Средний размер субзерен составляет 0,25 мкм. Анализ результатов структурных исследований, выполненных в работах А.О Токарева, позволяет говорить о том, что после обжатия на 15 % при 790 °С в аустените также образуется субзерненная дислокационная структура.

Схемы предполагаемых структурных преобразований аустенитной фазы на окончательной стадии регулируемого термопластического упрочнения стали 09Г2С представлены на рисунке 2в,е. Основными факторами, способствующими повышению комплекса механических свойств мартенсита исследуемой стали являются измельчение аустенитного зерна и наследование мартенситом дислокационной структуры, сформированной на последней стадии прокатки образцов.

С учетом результатов структурных (металлографических и трансмиссионных электронномикроскопических) исследований, а также результатов механических испытаний в

данной работе была предложена следующая схема реализации процесса регулируемого термопластического упрочнения стали 09Г2С, обеспечивающего получение слоистой феррито-мартенситной структуры (рисунок 3). Температура нагрева стали в межкритическом интервале температур составляет 790 °С. Степень предварительного обжатия, обеспечивающего формирование структуры слоистого типа и развитие рекристаллизационных процессов, равна 60 %. Сохранение мелкозернистой структуры и высокого комплекса механических свойств закаленной стали обеспечивается в течение времени последеформационной паузы  $\tau_1 = 1...5$  с. Оптимальная степень окончательной деформации составляет 15 %. С целью сохранения дислокационной структуры и ее наследования мартенситом вторая последеформационная выдержка должна быть минимальной ( $\tau_2 \leq 1$  с). Поэтому сразу же после прокатки со степенью  $\epsilon_2$  осуществляется закалка стали.

В таблице отражены результаты механических испытаний стали 09Г2С, закаленной после обработки по трем режимам:

Режим 1 – закалка стали, находящейся в "крупнозернистом"<sup>1</sup> состоянии; (до входа в валки прокатного стана);

Режим 2 – закалка стали с мелкозернистой (рекристаллизованной) структурой (через 5 с после обжатия со степенью  $\epsilon_1$ );

Режим 3 – закалка стали с рекристаллизованной структурой и дислокационными субзерненными построениями (через ~ 1 с после окончательного обжатия со степенью  $\epsilon_2$ ).

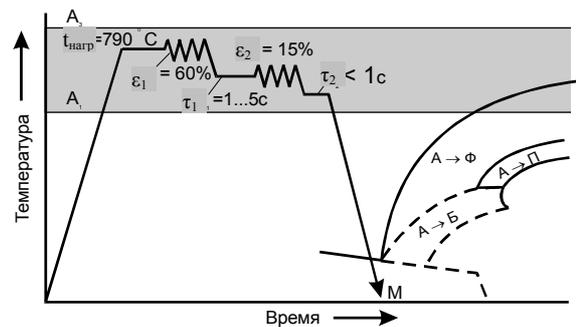


Рисунок 3 – Схема процесса регулируемого термопластического упрочнения стали 09Г2С с деформацией в межкритической области температур:  $t_{нагр}$  – температура нагрева стали;  $\epsilon_1$ ,  $\epsilon_2$  – степень предпоследнего и окончательного обжатия стали;  $\tau_1$ ,  $\tau_2$  – время выдержки стали после предпоследнего и окончательного обжатия в валках прокатного стана.

<sup>1</sup> Состояние следует считать крупнозернистым условно (по отношению к материалу, обработанному по режиму 2)

## ТЕРМОПЛАСТИЧЕСКОЕ УПРОЧНЕНИЕ ДОЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ С НАГРЕВОМ В МЕЖКРИТИЧЕСКОЙ ОБЛАСТИ ТЕМПЕРАТУР

Таблица 1 – Механические свойства стали 09Г2С, обработанной по различным технологическим режимам

Режим обработки стали	$\sigma_{0,2}$ ; МПа	$\psi$ ; %
Режим 1 (крупное зерно)	640	32
Режим 2 (мелкое зерно)	720	31
Режим 3 (мелкое зерно + субструктура)	760	37

Анализ результатов, приведенных в таблице, свидетельствует о высокой эффективности процесса термопластического упрочнения стали с нагревом в межкритической области температур.

Выводы:

1. Разработана технология регулируемого термопластического упрочнения стали 09Г2С с нагревом в межкритическом интервале температур, обеспечивающая формирование явно выраженной анизотропной гетерофазной структуры феррито-мартенситного типа. Особенности реализации предложенного технологического процесса позволя-

ют надежно управлять параметрами конечной структуры, обеспечить размер ферритного зерна ~ 1 мкм и субзеренных построений с размерами 0,2...0,3 мкм.

2. Выявлен механизм формирования мелкозернистой структуры в условиях деформации доэвтектоидных сталей в межкритическом интервале температур, обусловленный торможением роста зерен межфазными границами. Уменьшение толщины аустенитных и ферритных прослоек, происходящее в процессе пластической деформации стали, ограничивает размер образующихся при рекристаллизации зерен феррита и способствует уменьшению длины мартенситных кристаллов.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.Н. Термомеханическая обработка стали. – М.: Металлургия, 1983. – 480 с.
2. Тушинский Л.И. Теория и технология упрочнения металлических сплавов. – Новосибирск: Наука, 1990. – 306 с.