

В.А.Луценко, В.В.Парусов**ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА КАТАНКИ ШИРОКОГО МАРОЧНОГО СОРТАМЕНТА***Институт черной металлургии НАН Украины*

Рассмотрены различные схемы термомеханической обработки (ТМО). Показано, что термомеханическая обработка катанки широкого марочного сортамента обеспечивает формирование требуемого структурного состояния и необходимого комплекса свойств.

Несовершенство строения реальных кристаллов во многом определяют механизм и кинетику фазовых и структурных превращений при термической обработке металлов и сплавов. Комплексное воздействие на структуру металла составляет суть термомеханической обработки (ТМО), под которой следует понимать – «...совокупность проводимых в различной последовательности операций пластической деформации, нагрева и охлаждения, в результате которых формирование окончательной структуры и свойств металла происходит в условиях повышенной плотности и соответствующего распределения несовершенств строения, созданных пластической деформацией» [1]. Процессы пластической деформации и термической обработки при ТМО могут быть совмещены в одной технологической операции, но могут проводиться и в разное время [2]. Важно лишь, чтобы при этом фазовые превращения проходили в условиях повышенной плотности дефектов решетки, созданных пластической деформацией. Возможность комбинаций многих видов термической обработки с пластической деформацией при различных температурах может обусловить создание ранее неизвестных технологических схем ТМО.

В процессе горячей прокатки происходит дробление зерна аустенита и его наклеп за счет повышения плотности дислокаций, что вызывает дополнительное повышение механических свойств стали. Регулируемое ускоренное охлаждение катанки после выхода из стана препятствует развитию процессов рекристаллизации аустенита, ведет к изменению свойств, повышению прочности и сохранению высокой пластичности стали. Все эти явления типичны для процесса ТМО стали [3]. Использование разновидности ТМО, в частности высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО), в производственных условиях затруднено из-за наличия мартенситной структуры, которая плохо деформируется и трудно поддается механической обработке. Для исключения этих ограничений и распространения идей ТМО на прокатное производство были предложены разновидности ВТМО, предусматривающие превращение деформированного аустенита не в мартенсит, а в перлит или феррит + перлит (ВТМДО –

высокотемпературная термомеханическая обработка с диффузионным распадом аустенита); перлит, сорбит, тростит (ВТМДИО – высокотемпературная термомеханическая обработка с диффузионным превращением аустенита в изотермических условиях); бейнит (ВТМИЗО – высокотемпературная термомеханическая обработка с изотермическим распадом аустенита в бейнитной области). Для этих превращений не требуется охлаждение со скоростью выше критической, поэтому технологии вписываются в существующие схемы прокатного производства [4].

Для целенаправленной разработки новых схем ТМО целесообразно рассмотреть кривые напряжение – деформация при различных температурно – деформационных параметрах. На рис.1 приведена схема кривой деформационного упрочнения – разупрочнения в процессе горячей деформации аустенита [1]. При такой обработке по мере возрастания деформации в аустените непрерывно возникают структурные изменения, о характере которых можно косвенно судить по виду кривых деформационного упрочнения – разупрочнения.

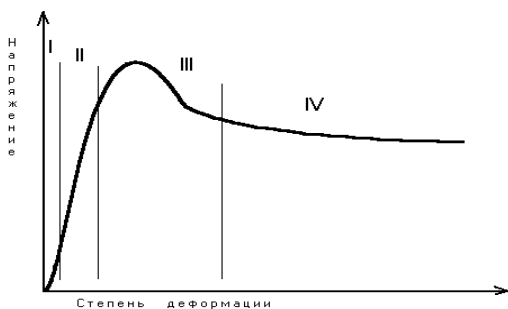


Рис.1 Схема кривой деформационного упрочнения – разупрочнения в ходе горячей деформации стали [1].

На рис.1 стадия I соответствует легкому скользящему дислокаций, для которого характерно состояние горячего наклепа, а стадия II –

множественному скользянию, при котором наряду с упрочнением происходит некоторое разупрочнение. Стадия III отвечает одновременному протеканию деформационного упрочнения и разупрочнения по механизму динамического возврата. На этой стадии ещё до пика напряжений образуется полигонизированная субструктура с вытянутыми или равноосными субзернами с высокой плотностью свободных дислокаций. При переходе от стадии III к стадии IV субструктура трансформируется в динамически полигонизированную субструктуру с равноосными субзернами и сравнительно низкой плотностью свободных дислокаций. На стадии IV может протекать не только динамическая полигонизация, но и динамическая рекристаллизация, что определяется химическим составом стали и условиями деформации (температурой, степенью и скоростью деформации).

Поскольку формирование динамически рекристаллизованных объемов связано с характером тонкой структуры, созданной на стадии динамического возврата, а миграция образовавшихся большеугловых границ – термически активируемый процесс, то влияние температуры и скорости

деформации на вид кривых напряжение – деформация при разупрочнении на IV стадии по механизму динамической рекристаллизации такое же, как и при динамическом возврате и полигонизации: с увеличением скорости и понижении температуры деформации переход к IV стадии происходит при больших напряжениях и степенях деформации [5], размер рекристаллизованного зерна уменьшается с ростом скорости деформации [6].

После динамической рекристаллизации, особенно когда она происходит при налагающихся циклах разупрочнение – упрочнение, металл имеет повышенную плотность несовершенств. Следовательно, сразу после горячей деформации так называемое рекристаллизованное состояние металла отличается от состояния статической рекристаллизации повышенной плотностью несовершенств. Если динамически рекристаллизованный металл подвергать последеформационным выдержкам при температуре конца горячей деформации, то в нем могут протекать процессы метадинамической рекристаллизации, статической полигонизации (избыточные дислокации будут перестраиваться в субграницы) или статической (повторной) рекристаллизации (избыточная плотность дислокаций будет ликвидирована в результате миграции большеугловых границ). Повторная рекристаллизация связана с формированием новых зародышей, способных к последующему росту за счет матрицы горячедеформированного металла, в которой в той или иной степени прошли процессы динамической и метадинамической рекристаллизации, но сохранилась повышенная плотность дислокаций [1].

Таким образом, именно процессы статической полигонизации и повторной рекристаллизации, происходящие после динамической и метадинамической рекристаллизации, являются определяющими при ВТМО, не требующими закалки стали на мартенсит.

Дальнейшее развитие представлений о разупрочняющих процессах ТМО получило в работе [7], в которой статическая рекристаллизация аустенита была использована не для разупрочнения стали, а для измельчения зерна перед закалкой, благодаря чему стало возможным повышение не только прочностных, но и вязких свойств. В других работах [8 – 10] разупрочняющий эффект достигался регулированием величины рекристаллизованного аустенитного зерна путем ускоренного охлаждения до 800 – 900°C аустенита, претерпевшего динамическую рекристаллизацию, или горячей деформации при указанных температурах и последующего охлаждения на воздухе. Превращение мелкозернистого аустенита при такой обработке сопровождалось образованием большей доли структурно – свободного феррита и уменьшением дисперсности перлита по сравнению с обычным горячекатаным состоянием.

При разработке способов регулируемого охлаждения с прокатного нагрева катанки различного марочного сортамента необходимо учитывать влияние высокотемпературной деформации и последующих условий охлаждения на кинетику превращений аустенита.

При производстве низкоуглеродистой катанки диаметром 5,5 мм и выше требуется низкая прочность, что достигается применением разупрочняющей ТМО. Так при охлаждении в интервале температур выше A_1 на 200–250°C происходит разупрочнение. Увеличение времени выдержки витков катанки на транспортере под теплоизолирующими крышками приводит к разупрочнению (рис.2) из-за увеличения соотношения феррита к перлиту и уменьшения твердорастворного упрочнения, вызванного снижением концентрации углерода в феррите.

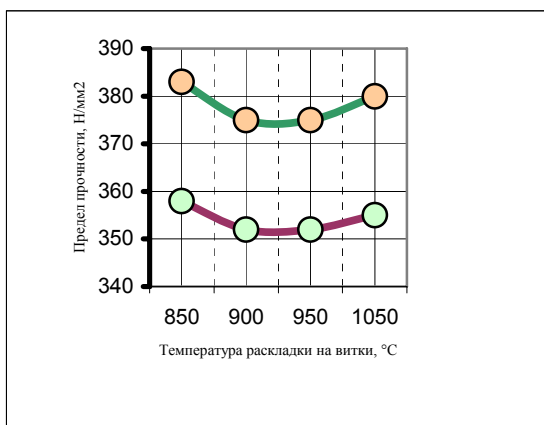


Рис.2 Изменение предела прочности (Н/мм^2) низкоуглеродистой катанки диаметром 5,5 мм от температуры раскладки на витки и последующей выдержки под теплоизолирующими крышками в течение 5 (1) и 20 мин. (2)

При производстве углеродистой катанки высокие прочностные и пластические свойства достигаются за

счет частичного использования в высокотемпературной области эффекта разупрочняющей ТМО (для развития статической рекристаллизации) и последующего ускоренного охлаждения в перлитной области, обеспечивающего формирование мелкодисперсной перлитной структуры.

Уменьшение величины аустенитного зерна в углеродистой стали обусловливает увеличение протяженности границ и, следовательно, термодинамического потенциала системы, что снижает устойчивость аустенита. Величина аустенитного зерна углеродистых сталей влияет также на дисперсность образующегося при превращении эвтектоида; при крупном аустенитном зерне образуется более дисперсная структура перлита (квазиэвтектоида). Это объясняется тем, что с уменьшением величины аустенитного зерна устойчивость γ -фазы также уменьшается, вследствие чего при прочих равных условиях температура превращения повышается [11]. Зависимость дисперсности перлита от величины аустенитного зерна имеет экстремальный характер (рис.3).

Основной задачей ТМО катанки из заэвтектоидной стали –подавление выделения карбидной сетки по границам зерен и повышение дисперсности перлита до уровня сорбита, то есть подготовка структуры стали к сфероидизирующему отжигу и последующему волочению.

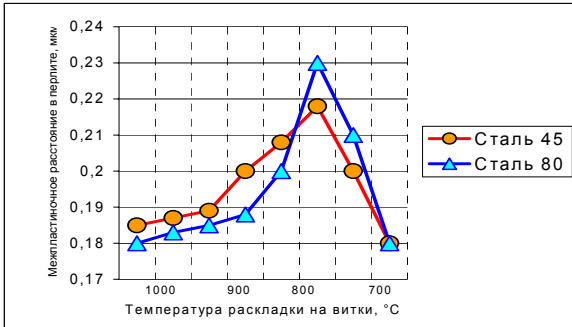


Рис.3 Влияние температуры раскладки витков на межпластинное расстояние в перлите углеродистой катанки стали марок 45 (1) и 80 (2)

В заключение можно отметить: термомеханическая обра-

ботка проката основы которой были разработаны К.Ф.Стародубовым и затем получили дальнейшее развитие в различных схемах ТМО, является актуальной и при производстве катанки широкого марочного сортамента, так как обеспечивает формирование требуемого структурного состояния и необходимого комплекса механических и технологических свойств.

1. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. М.: Металлургия, 1983. –480с.
2. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов-М.. Металлургия, 1978. -392с.
3. Стародубов К.Ф. Новые направления в развитии термического упрочнения проката в СССР и за рубежом //Сб. Термическая обработка металлов. №3. М.: Металлургия, 1974. –С.7-9.
4. Тушинский Л.И. Теория и технология упрочнения металлических сплавов. Новосибирск: Наука. Сиб. отд-ние, 1990. –306с.
5. Jonas J.J. Metals and Materials. –1969. –v.3. –№1. –Metallurgical Reviews. – №130. –P.1 –24.
6. Glover G. Metallurgical Transactions. –1972. –v.3. –№8. –P.2271 –2280 .
7. Садовский В.Д. Что такое ВТМО? // МиТОМ. –1983. –№11. –С. 48 –50.
8. Исследование низкоуглеродистой катанки после ускоренного охлаждения и в процессе волочения/В.В.Парусов, В.А.Пирогов, Ю.Г.Писарев и др. // Сталь. – 1975. –№6. –С.540 –542.
9. Структура и технологическая пластичность ускоренно охлажденной углеродистой катанки /В.В.Парусов, В.К.Бабич, А.И.Сивак и др. // Сталь. –1982. – №9. –С.78 –80.
10. Баранов А.А., Минаев А.А., Геллер А.Л., Горбатенко В.П. Проблемы совмещения горячей деформации и термической обработки стали. М.: Металлургия, 1985. –128с.
11. Оптимизация структуры углеродистой катанки при двухстадийном охлаждении /В.В.Парусов, В.А.Луценко, В.А.Тищенко и др.// Сталь. – 2003. - №4. – С.62-64.