

тис. потерпілих на виробництві. У 2010 р. освідчено 5352 потерпілих на виробництві, з них вперше було освідчено 1437 потерпілих (у 2009 р. – 5928 потерпілих, з них вперше освідчено – 1858).

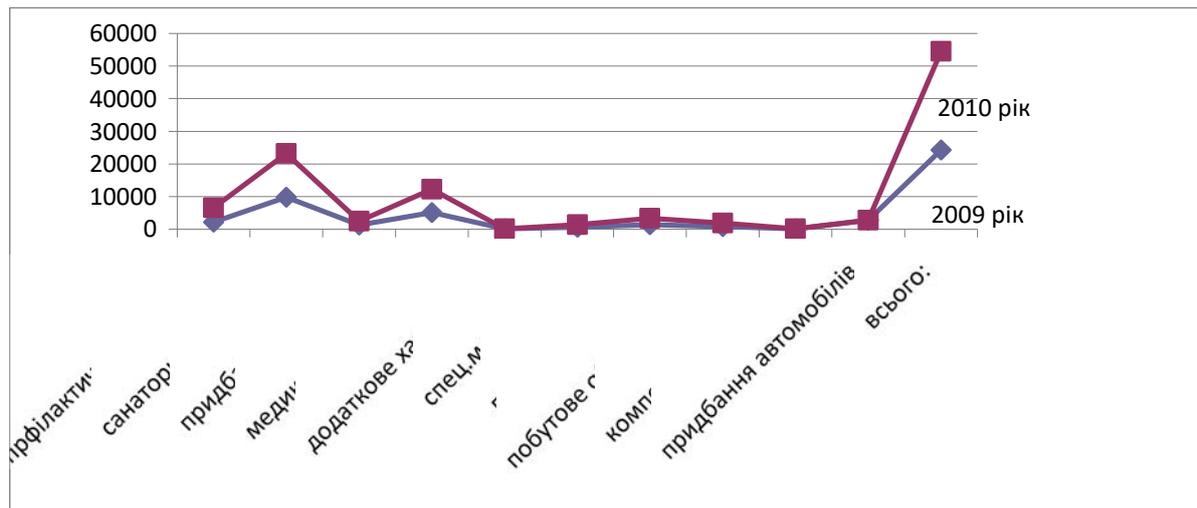


Рис. 5. Чисельність потерпілих, що отримали медико-соціальні компенсації в залежності від складових переліку страхових виплат по ФСС Дніпропетровської області

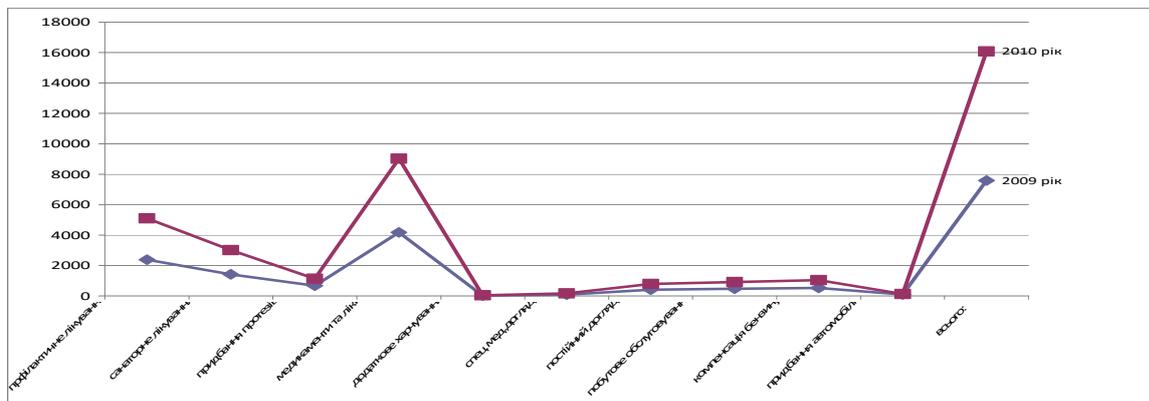


Рис.6. Динаміка медико-соціальних витрат (грн.) по травматизму і професійній захворюваності за різними видами компенсацій, виплат і відшкодувань

Кожен випадок травматизму чи професійної захворюваності – це чийсь страждання, біль, хвороба, зміна якості життя і, як правило, не тільки постраждалого, а і його родини й оточення, яким гірко бачити близьку людину хворою і безпорадною. Такі випадки змінюють устрій життя постраждалих і їх родин. Це питання має розглядатися на загальнодержавному рівні та бути на контролі, його вирішення потребує допомоги від держави.

Список літератури

1. Офіційний сайт www.dnoprkrog.dp.ua
2. Закон України "Про охорону праці" від 21.11 2002 р. №229-IV
3. Науково-виробничий журнал. Охорона праці № 10/ 2011. На допомогу спеціалісту з охорони праці.

Рукопис подано до редакції 19.02.12

УДК 669.017: 621.77

Н.Н. БЕРЕЖНОЙ, д-р техн. наук, проф.; С.О. МАЦЫШИН, аспірант
ГВУЗ «Криворозький національний університет»

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПАРАМЕТРОВ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ СТАЛИ И МЕТОДЫ ЕЕ ИССЛЕДОВАНИЯ

В статье выполнен анализ влияния температурно-деформационных режимов прокатки на микроструктуру и механические свойства стали, рассмотрена кинетика роста и распада аустенита, отмечены условия образования мелко-

зернистой структуры, а также выбраны пластометрические методы исследования с использованием торсионного пластометра, позволяющем реализовать широкий диапазон температурно-деформационных режимов.

Проблема и ее связь с научными и практическими заданиями. Эффективным инструментом воздействия на формирование структуры и свойств стали является целенаправленная горячая деформация в сочетании с контролируемым охлаждением. Поэтому использование резервов повышения качества продукции за счет совершенствования температурно-деформационных режимов прокатки становится одной из важнейших задач, стоящих перед производителями проката. Известно, что горячая деформация аустенита с контролируемым температурно-деформационным режимом и последующее охлаждение проката является одним из наиболее эффективных способов повышения свойств проката. Разработаны и активно используются многочисленные схемы термомеханической обработки (ТМО) проката. При производстве высокоуглеродистой катанки большой интерес представляют схема ТМО с получением структуры перлита, основанная на пластической деформации стали в аустенитном состоянии и последующем изотермическом превращении аустенита в перлитной области.

Положительный эффект применения данного вида обработки основан на измельчении колоний и субколоний перлита, что приводит к повышению важнейших механических свойств проката (ударной вязкости, трещиностойкости и температуры хладноломкости). Однако определение рациональных режимов данного технологического процесса и его промышленное освоение по-прежнему вызывают значительные трудности. Решение этой проблемы возможно только при комплексном анализе процессов формоизменения и структурообразования в ходе прокатки и охлаждения стали.

Анализ исследований и публикаций. В современных масштабах производства металла основной задачей является повышение качества металлопродукции, а также резкое снижение отходов металла при его производстве и обработке. В осуществлении программы экономии черных металлов важное место занимает внедрение технологий термомеханической обработки, которые улучшают механические свойства проката.

Постановка задачи. Основной задачей в этой статье является определение влияния скорости протекания аустенит-перлитного превращения на формирование структуры стали после прокатки.

Изложение материала и результатов. Как известно, основными факторами, которые влияют на структуру стали, являются ее химический состав, температура образования и изотермического распада аустенита, условия горячей, теплой и холодной пластической деформации. Управляя параметрами этих процессов, можно изменять структуру стали и, соответственно, ее свойства.

Получить различную структуру и субструктуру аустенита можно путем термопластического воздействия – одного из перспективных способов целенаправленного получения определенной структуры стали. Этот способ лежит в основе таких современных технологических процессов, как контролируемая прокатка, термомеханическая обработка (ТМО) и т.п. Вопросы структурообразования в горячедеформированном аустените изложены в ряде обзорных работ [1-4].

Во время горячей пластической деформации параллельно происходит два процесса - упрочнение и разупрочнение, проходящее за счет процессов динамической полигонизации и рекристаллизации. Соотношение между ними, как и характер формирующейся структуры, зависят от таких параметров, как температура, степень и скорость деформации, а также от состава деформированного сплава [2].

Главные особенности высокотемпературной деформации с учетом динамического возврата можно разделить на стадии и рассмотреть их следующим образом. На начальной стадии деформации присутствует увеличение количества дислокаций. Их плотность продолжает увеличиваться и на следующей стадии. Дислокации на этой стадии образуют ячеистую структуру [1]. На третьей стадии дислокации группируются, образуя полигонально-ячеистую структуру. Размеры формирующихся микрообъемов и их взаимная разориентировка будут зависеть от состава металла, температуры и скорости деформации. При больших пластических деформациях развитие дислокационной субструктуры может привести к формированию большеугловых границ.

Если провести совместное рассмотрение быстрой миграции большеугловых границ с большим числом совпадающих мест в динамически рекристаллизованных зернах с изменением

плотности в них, то оказывается, что в процессе роста динамически рекристаллизованных зерен плотность дислокаций в них не уменьшается, а даже растет [4] (табл. 1).

Таблица 1

Соотношение между последеформационной выдержкой и плотностью дислокаций

Последеформационная выдержка, с	20	140	160	170	180	190	200
Средняя плотностью дислокаций, 10^9 , см ⁻²	1,64	1,29	1,28	1,84	3,01	0,85	0,82

При определенных условиях деформирования (высокие температуры, небольшие скорости деформации) наряду с динамическим возвратом имеет место динамическая рекристаллизация. Ее особенность заключается в том, что она не приводит к полному устранению субструктуры, как это происходит в случае статической рекристаллизации. Возникшие при динамической рекристаллизации зерна в процессе своего роста подвергаются деформации, и в них формируется субструктура. Плотность дислокаций увеличивается до критической величины, после чего следует новый цикл рекристаллизации. При динамической рекристаллизации величина зерна аустенита уменьшается, а протяженность границ аустенита увеличивается при понижении температуры деформации [1].

Многочисленная рекристаллизация приводит к эффективному измельчению зерна аустенита. Малый средний размер зерна аустенита обеспечивает образование мелкозернистой ферритной структуры после протекания процесса ферритного превращения и приводит к уменьшению размеров перлитных колоний, образующихся в результате перлитной реакции. На эффекте измельчения зерна после динамической рекристаллизации основаны режимы контролируемой прокатки сталей.

Получить мелкозернистую структуру аустенита можно также путем термомеханической обработки (ТМО). При ТМО температура деформации должна быть достаточно низкой для того, чтобы подавить процессы динамического возврата и рекристаллизации аустенита.

Для измельчения ферритных зерен и перлитных колоний необходимо ускорить образование зародышей и затормозить их рост. Ускорение процессов зарождения может быть достигнуто увеличением числа возможных мест зарождения или увеличением движущей силы превращения [4].

Как известно, при деформации увеличивается число вакансий, в которых происходит зарождение зерен феррита и цементита. Поскольку зарождение α -фазы происходит преимущественно на имеющихся границах, то этот факт может свидетельствовать об облегчении зарождения на захваченных границей зерна дислокациях или других дефектах границы.

Детальное исследование кинетики зарождения проведено в [7]. Показано, что в случае статического отжига скорость образования зародышей феррита растет со степенью предварительной деформации аустенита, однако это повышение мало по сравнению с тем эффектом, который наблюдается в случае непрерывной деформации при температуре ниже A_{T3} (деформационное стимулирование аустенит-ферритного превращения). При этом повышение скорости деформации заметно увеличивает скорость зарождения феррита. Так, для стали, содержащей 0,16 % Mo, увеличение скорости деформации от $7,4 \cdot 10^{-4}$ до $7,4 \cdot 10^{-1}$ с⁻¹ при 800°C приводит к увеличению скорости зарождения примерно в 10^3 раз. Эти факты указывают на то, что скорость зарождения существенно образом зависит от величины энергии, запасенной при деформации аустенита. Конкретный механизм влияния остается неясным. В работе [3] высказано предположение, что определяющую роль в кинетике превращения играет число потенциальных мест зарождения, а в условиях продолжающейся деформации происходит их постоянное обновление.

Процесс роста феррита и перлита в деформированной аустенитной матрице исследован довольно мало, а имеющиеся данные достаточно противоречивы [6]. Принято считать, что увеличение скорости роста вызвано в основном увеличением скорости диффузии за счет появления более легких путей миграции по дислокационным трубкам и другим дефектным местам решетки, а также уменьшением концентрационного пересыщения вследствие захвата атомов углерода дефектами [2].

Многочисленные экспериментальные исследования, среди которых следует отметить работы Бернштейна М.П., Займовского В.А., Хлестова В.М., Энтина, Р.И., Тушинского Л.И. и др., подтверждают ускорение аустенит-ферритного и аустенит-перлитного превращений [4], а так-

же измельчение зерен феррита и колоний перлита [3] после деформации при пониженных температурах сталей различного химического состава.

Так авторы работы [4] исследовали влияние деформации на процесс изотермического распада аустенита в стали 40Г2Ф при температуре деформации 750 и 950 °С и степени деформации (2 - 100 %) (рис.1). Исследование показало, что основное влияние пластической деформации проявляется в измельчении аустенитных зерен.

В работе [11] отмечено уменьшение инкубационного периода и времени распада аустенита легированных сталей в изотермических условиях после предварительной деформации при температуре 850 - 870 °С по сравнению с деформацией при температуре 950 °С, причем уменьшение инкубационного периода и времени распада тем сильнее, чем больше степень деформации.

Особый интерес, с точки зрения оптимизации свойств проката из высокоуглеродистых марок стали, представляет влияние параметров деформации на морфологию и дисперсность перлитных колоний. Как правило, при исследовании влияния деформации на структуру образующегося перлита основное внимание уделяется размеру формирующихся перлитных колоний, а межпластинчатое расстояние однозначно связывается с температурным интервалом распада аустенита.

В ряде публикаций приводятся данные об измельчении межпластинчатого расстояния в перлите при понижении температуры деформации, полученные в ходе экспериментальных исследований в условиях действующих станов. Так, на стане 150 Макеевского металлургического комбината при прокатке стали 50 с использованием низкотемпературного блока понижение температуры конца прокатки от 860 до 780 °С привело к увеличению доли сорбитообразного перлита с 45 до 65 % [9].

Авторы [9] приводят данные об уменьшении межпластинчатого расстояния в перлите стали 1 кп при понижении температуры конца прокатки с 980 до 835 °С.

В работе [4] исследовалось структурное состояние стали 60С2 после изотермического распада аустенита (температура аустенизации 900 °С) при температурах 600-700 °С. Исследование показало, что в образцах, деформированных в процессе охлаждения (степень деформации 30 %, скорость 0,5 с⁻¹), межпластинчатое расстояние в перлите больше, чем в контрольных образцах, полученных без деформации.

Необходимо также отметить, что повышение дисперсности перлита, наблюдаемое при понижении температуры прокатки на действующих станах, невозможно однозначно связать с воздействием деформации, поскольку понижение температуры конца прокатки приводит к изменению траектории последеформационного охлаждения проката. Таким образом, не вызывает сомнения факт интенсификации диффузионного превращения аустенита и измельчение зерен феррита и колоний перлита с понижением температуры деформации стали. Очевидна необходимость учета и использования данного эффекта при разработке температурно-деформационных режимов прокатки и охлаждения стали. Однако промышленное использование данного эффекта связано с необходимостью учета влияния деформации на кинетику аустенит-перлитного и аустенит-ферритного превращений.

Оценку эффективности понижения температуры прокатки при разработке температурно-деформационных режимов прокатки затрудняет отсутствие в литературе не только количественных данных, но и единого мнения о характере влияния деформации на морфологию перлита.

В связи с этим очевидна необходимость экспериментальных исследований, направленных на изучение закономерностей перлитного превращения, в частности исследования влияния деформационного стимулирования на кинетику образования эвтектоидных структур и их морфологию. Наиболее приемлемыми являются пластометрические методы исследования влияния деформации на структуру и свойства сталей.

Конструкции кулачкового, баллистического и маятникового пластометров не позволяют варьировать деформационные параметры в широких пределах [8]. Этого недостатка лишен пластометр торсионного типа. В нем производится деформация кручением с помощью закрепления образца между неподвижным и вращающимся захватами. Нагрев деформируемой части образца с помощью трубчатой печи позволяет варьировать температурный режим деформации.

Нужная скорость кручения устанавливается при помощи механической или гидравлической коробки передач. Основным недостатком торсионных пластометров является неравномерное распределение деформации по сечению образца, присущее деформации кручением.

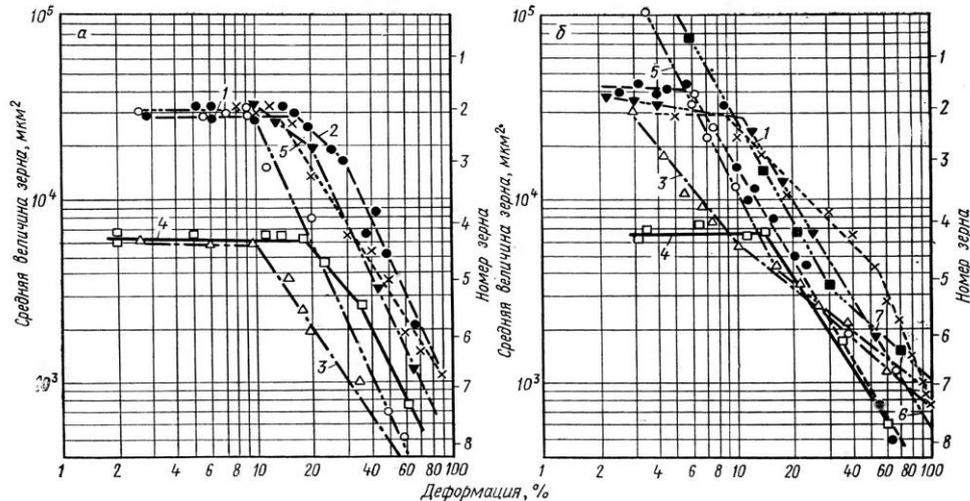


Рис. 1. Величина зерна в зависимости от степени деформации стали 40Г2Ф. Температура деформации 750 (а) и 950 °С (б): 1 – медленная деформация, температура нагрева $t_n=1200$ °С, длительность последеформационной выдержки 5 с; 2 – ударная деформация, $t_n=1200$ °С, длительность 5 с; 3 – то же, $t_n=950$ °С, длительность 10 мин; 4 – то же, $t_n=950$ °С, длительность 5 с; 5 – то же, $t_n=1200$ °С, длительность 10 мин; 6 – многократная ударная деформация, $t_n=1200$ °С, длительность 5 с; 7 – то же, $t_n=1200$ °С, длительность 10 мин

При испытании на кручение можно в широких пределах варьировать степень и скорость деформации, воспроизводить условия непрерывной и ступенчатой деформации с различными степенями и скоростями деформации и временами пауз, моделировать термомеханическую обработку.

Учитывая вышесказанное, можно заключить, что пластометрические исследования углеродистой стали целесообразно проводить на торсионном пластометре, позволяющем реализовать широкий диапазон температурно-деформационных режимов.

Список литературы

1. Тушинский Л. И., Ботаев А.А., Тихомирова Л.Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали. - Новосибирск: ВО «Наука», 1993. -279 с.
2. Смирнов М.А., Счастливцев В.М., Журавлев Л.Г. Основы термической обработки стали: Учебное пособие. - Екатеринбург: УрО РАН, 1999. -496 с.
3. Формирование структуры и механических свойств сталей/В.Н. Урцев, В.Ф. Рашников, А.А. Морозов, А.В. Капцан, М.Ф. Сафронов, Ю.Н. Горностырев, В.Л. Корнилов // Отделение металлургии Академии проблем качества Российской Федерации (серия "Сталь. Структура и свойства"). Книга четвертая. /Под редакцией академика Рашникова В.Ф. -Магнитогорск: Дом печати, 1998. - 160 с.
4. Бернштейн М.Л. Структура деформированных металлов. – Москва: Металлургия, 1977. -432 с.
5. Бернштейн М.Л., Владимирская Т.Л., Займовский В.А, и др. Влияние температурного режима горячей деформации на свойства стали // Изв. АН СССР. Металлы. - 1979. - №2. - С. 130 - 139.
6. Кайбышев О.А., Валиев Р.З. Границы зерен и свойства металлов. - М.: Металлургия, 1987.-214с.
7. Физическое металловедение / Под ред. Р.У. Кана и П. Хазена -М.: Металлургия, - 1987. -Т. 1-2.
8. Хензель А., Шпитель Т. Расчет энергосиловых параметров в процессе обработки металлов давлением: Справочник. - М.: Металлургия, 1982. -360 с.
9. Исследование качества катанки прокатанной на стане 150 с использованием низкотемпературного блока/А.А. Горбанев, А.М. Юнаков, Й. Шарф и др. // Производство проката. - 2000. - №2. - С. 20 - 27.
10. Влияние прокатки в двухфазной области на дисперсность перлитной составляющей в стали 1кп. / А.А. Морозов, В.Н. Урцев, В.И. Дегтярев, Д.М. Хабибуллин, М.А. Морозов. // Сб. науч. тр. Моделирование и развитие процессов обработки металлов давлением / Под ред. В.М. Салганика. - Магнитогорск: МГТУ, 2000. - С. 121 - 124.
11. Брунзель Ю.М., Виравовский Ю.Г., Фомин И.М. Особенности превращения деформированного аустенита в изотермических условиях при термомеханической обработке сталей на перлитную структуру // МИТОМ. -1994.- №11.- С.4-8.

Рукопись поступила в редакцию 19.02.12