

УДК 679.7.025.7

ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВО-СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННОЙ СТАЛИ И ИХ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ПРОВОЛОКИ

В.И. Алимов, О.В. Олейникова
ДонНТУ

Розглянуто вплив попередньої холодної деформації на структуру та властивості сталі під час наступного нагрівання нижче A_{c1} , аустенітизації, дифузійного та мартенситного розпаду, а також використання встановлених особливостей фазово-структурних перетворень при виробництві високоякісного дроту.

Влиянием предварительной холодной деформации на свойства сталей при последующем нагреве ниже точки A_{c1} интересовались многие авторы. Было установлено, что процесс сфероидизации в деформированной стали ускоряется по сравнению с недеформированной из-за дефектов атомно-кристаллического строения в цементите [1].

При изучении структурных изменений в стали 15Х с разной степенью деформации после нагрева со скоростями от 1-2°С/мин до 100°С/мин до различных температур субкритического интервала было показано [2], что изменение скорости нагрева оказывает заметное влияние на температуру начала рекристаллизации и ее кинетику: при ускоренном нагреве температура рекристаллизации ниже, чем при медленном. Эта зависимость более заметна при малых степенях деформации, а при больших – температура начала рекристаллизации практически не зависит от степени нагрева, но интенсивность этого процесса выше при ускоренном нагреве.

Изучение и сравнение дислокационной структуры стали 08кп с обжатием 61% после медленного (0,13°С/с) и быстрого (880°С/с) нагрева показало [3], что скоростной нагрев тормозит перераспределение дислокаций и замедляет уменьшение остаточной энергии деформирования, которое происходит во время отдыха при медленном нагреве. Дефекты кристаллического строения практически не меняются к моменту начала рекристаллизации обработки, во время которой уменьшается избыточная энергия, что благоприятствует ускорению зарождения центров рекристаллизации. Дислокационная структура после рекристаллизации обработки не зависит от скорости

нагрева. Значения скрытой энергии наклепа на стали 70 при быстром нагреве (120, 1200 и 2400°С/с) [4] свидетельствуют о том, что с увеличением скорости нагрева происходит подавление процессов разупрочнения и перед α - γ -превращением структура имеет высокую степень дефектности, а также повышается доля скрытой энергии наклепа, которая наследуется аустенитом. Однако если в структуре находится зернистый цементит, то при скоростном нагреве структура деформированного зернистого перлита не наследуется.

Во время быстрого нагрева при деформации до 40-50% наблюдается резкое снижение критических точек, что связано с большим количеством дислокаций в структуре [5]. При больших степенях деформации к этому фактору добавляется значительное уменьшение размеров ферритных промежутков.

В результате аустенитизации после пластической деформации чаще всего образуется мелкозернистая структура аустенита, тогда как в недеформированных образцах происходит восстановление исходного зерна [6]. При деформации не превышающей критическую (под «критической» понимается деформация, приводящая к разрушению внутрезеренной структуры) [6] медленный нагрев не приводит к развитию рекристаллизации при нагреве до межкритических температур и общность ориентировки кристаллов не нарушается, то есть в завершении α - γ - превращения зерно восстанавливается. При деформации, превышающей критическую, нагрев до температур межкритического интервала вызывает рекристаллизацию в α - и в образовавшейся γ -фазе, в результате чего зерно измельчается. Даже при больших степенях холодной деформации α - γ - превращение осуществляется кристаллографически упорядоченным путем, если до начала фазового перехода не наступает рекристаллизация. В деформированных образцах α - γ - превращение завершается раньше, чем в недеформированных. Это связано с образованием при рекристаллизации большого количества поверхностей раздела, на которых зарождение аустенитных центров облегчается.

Установлено [7], что при небольших выдержках, необходимых для нагрева образцов до температуры печи и прогрева по сечению, небольшая предварительная деформация стимулирует рост зерна, а многократная значительная деформация тормозит его. При большой длительности нагрева и небольших и значительных деформациях затрудняется рост зерна, причем при наибольшей изученной длительности разница в размере зерна недеформированной и предварительно деформированной стали нивелируется.

Влияние скорости нагрева в холоднодеформированной эвтектоидной стали изучали с помощью недеформированных и деформированных на 60% образцов, которые нагревались со скоростями 10 и 100 град/мин [8]. Результаты исследования показали, что предварительная холодная пластическая деформация существенно расширяет область превращения перлита в аустенит. В холоднодеформированных образцах при нагреве возникают остаточные удлинения, величина которых зависит от скорости нагрева. В ходе экспериментов [9] выяснено, что холодная деформация способствует зарождению зерна аустенита, но тормозит его рост и температурный интервал аустенитизации с деформацией расширяется.

В.И. Алимовым, А.А. Барановым и др. было изучено влияние термообработки на дисперсность перлита предварительно холоднодеформированной стали, содержащей 0,88%С [10]. Показано, что повышение степени предварительной холодной деформации приводит к уменьшению межпластиночного расстояния: особенно заметно это проявляется при меньших переохлаждениях, в частности, при отжиге стали. Относительное изменение межпластиночного расстояния мало зависит от режима термообработки. Эффект предварительной холодной деформации обусловлен неполным устранением дефектов атомно-кристаллического строения при кратковременной аустенитизации. С повышением плотности дефектов в аустените ускоряется перемещение фронта эвтектоидного распада, а скорость диффузии углерода в аустените снижается. Все это и приводит к утонению пластин перлита. Построение диаграмм изотермического распада аустенита [11] показало, что предварительная холодная деформация в большинстве случаев ускоряет распад переохлажденного аустенита, а также увеличивает дисперсность перлита. В результате чего воздух пытаются использовать в качестве среды для сорбитизации проволоки вместо расплавов солей. О положительных результатах свидетельствуют данные, полученные при воздушной сорбитизации проволочной заготовки как с прокатного [12], так и отдельного нагрева [13-14].

Изучение мартенситного превращения после предварительной холодной деформации [15] показало, что при закалке от оптимальных температур и небольшой выдержке при температуре аустенитизации твердость предварительно деформированной стали увеличивается, но увеличение длительности выдержки и повышение температуры аустенитизации снижают этот эффект.

Нами было изучено влияние холодной деформации на последующую термообработку сталей на примере предварительно холоднодеформированной со степенями 0 – 75 % эвтектоидной стали.

Установлено, что сфероидизация при температурах нагрева 500 – 670°C начинается уже после выдержки в 5 мин, однако и после 6 ч часть частиц цементита имеет форму неравноосных глобулей. При небольших длительностях отжига ход кривой микротвердости повторяет ход кривой холоднодеформированных образцов, а при больших – с увеличением степени деформации возрастает степень разупрочнения. Это связано с тем, что при длительном отжиге снижается эффект влияния введенных деформацией дислокаций, которые сдерживали падение прочности, и увеличивается степень равноосности феррита. Влияние предварительной деформации на аустенитизацию показало, что при температуре аустенитизации 750-900°C размер зерна соответствует 9-11 номеру, а при дальнейшем поднятии температуры до 1000°C резко растет до 5-6 номера.

Результаты изучения диффузионного распада позволяют сделать следующие выводы:

1. Предварительная холодная деформация стали с 0,70% C и 1,05% Mn со степенью 31-79% ускоряет диффузионный распад аустенита в условиях непрерывного воздушного охлаждения после аустенитизации при 800-1100°C; суммарная скорость превращения определяется эффективностью наследственного влияния дефектов кристаллического строения на рост зерна аустенита, размер колоний тонкопластинчатого перлита и его дисперсность. 2. Полученные закономерности рекомендуются для использования в технологии воздушной сорбитизации заготовки для высокопрочной проволоки, в том числе повышенной износостойкости, и, прежде всего, канатной.

3. Зависимость микротвердости закаленной стали от степени деформации говорит о том, что малые деформации приводят к упрочнению эвтектоидной стали, в то время как большие – снижают ее микротвердость. Кроме того, при закалке от 800°C мартенсит является более мелкоигльчатым, чем от 1000°C.

4. Использование воздуха в качестве охлаждающей среды приводит к сокращению опасных и вредных для здоровья операций (охлаждение в расплавах солей, травление для снятия окалины), но при этом необходимо специальное оборудование, так, например, для протяжных изделий типа проволоки, ленты в качестве такого оборудования служат перемещающиеся термостаты, входящие в состав агрегатов (а.с. №№ 1076472, 1291613, пат. №№ 1782245, 12547, 13008, 55295, 59744А, 60757А, 63770А).

Список литературы

1. Баранова В.А., Сухомлин Г.Д., Ткаченко Ф.К. Исследование сфероидизации цементита в холоднодеформированной стали // Известия вузов. Черная металлургия.- 1981, №8.-С.86-89.
2. Кузьменко Е.А., Дьяченко С.С. Влияние условий нагрева на структуру и свойства деформированного металла // Известия вузов. Черная металлургия.- 1982, №3.-С.104-107.
3. Львов Г.К., Петров Ю.Н., Яремчук В.В. Зміни дислокаційної структури маловуглецевої сталі при швидкісному нагріванні // Український фізичний журнал.- 1966, т.11, №12.-С.1338-1340.
4. Наследование структуры при скоростном отжиге деформированных углеродистых сталей / Ивасишин О.М., Кононенко В.Л., Ошкадеров С.П., Юрченко Ю.Ф. // Металлофизика / К.: Институт металлофизики АН УССР, 1974, вып. 53.-С.109-115.
5. Гриднев В.Н., Мешков Ю.А., Ошкадеров С.П. Влияние деформации на снижение критических точек быстронагреваемой перлитной стали // Металлофизика / К.: Институт металлофизики АН УССР, 1971, вып. 34.-С.38-45.
6. Шаповалов С.И., Алимов В.И., Олифиренко В.В. Влияние сорбитизации и волочения на свойства тонкой канатной проволоки из стали 65Г // Теория и практика метизного производства.- 1976, вып. 5.-С.93-98.
7. Шаповалов С.И., Алимов В.И., Иванов А.М. Свойства канатной проволоки из низколегированной марганцовистой стали 65Г // Теория и практика производства метизов.- 1978, вып. 7.-С.93-98.
8. Шаповалов С.И., Алимов В.И., Иванов А.М. Бессолевого отпуска арматурной проволоки // Термическая обработка металлов.- 1978, №7.-С.29-30.
9. Влияние ускоренного отжига на свойства канатной заготовки/Алимов В.И., Покровков Н.И., Воронина Т.Н., Иваненко Е.В. // Производство термически обработанного проката.- 1986.-С.42-44.
10. Баранов А.А., Ким Ир Ён. Влияние холодной деформации на аустенитизацию эвтектоидной стали // Известия вузов. Черная металлургия.- 1986, №10.-С.77-81.
11. Баранов А.А., Алимов В.И., Кабрера Б. Наследственные эффекты при термической обработке холоднодеформированной двухфазной стали // Субструктурное упрочнение металлов и дифракционные методы исследования.- К.: Наук. Думка, 1985.-С.160-161.
12. Шаповалов С.И. Сорбитизация углеродной катанки в потоке непрерывного прокатного стана / С.И. Шаповалов, В.И. Алимов, Ю.С. Эстрин // Проблемы производства черных металлов. – К.: Техника, 1974. – С. 143-150.
13. Алимов В.И. Бессолевого сорбитизация проволоки / В.И. Алимов // Металлургия: Сб. научных трудов ДонНТУ. – Донецк: ДонНТУ, 1999.-С. 129-138.
14. Алимов В.И. Закономерности распада переохлажденного аустенита в стальной проволоке при воздушном охлаждении / В.И. Алимов // Металлургия: Сб. научных трудов ДонНТУ. – Донецк: ДонНТУ, 2008.-С.256-264.
15. Алимов В.И., Штыхно А.П., Брусова А.Л. Повышение качества холодновысадочной проволоки // повышение качества металлопроката путем термической и термомеханической обработки. Тезисы докладов.- Днепропетровск, 1985.-С.27-29

15.04.11