

Процесс собирательной рекристаллизации развивается более интенсивно, в сравнении с обработкой стали с исходной феррито-перлитной структурой (рисунок 3, б, кривая 4).

Таким образом, приведенные экспериментальные данные позволяют сделать предположение о том, что наследственное формирование крупнозернистой структуры аустенита (по В.Д.Садовскому — «структурная наследственность») может реализоваться не только при нагреве стали, претерпевшей сдвиговое полиморфное превращение, но и имеющей исходную феррито-перлитную структуру. Кинетика развития обсуждаемых процессов и степень завершенности той или иной стадии на момент фиксирования состояния сплава определяются как температурно-временными параметрами термической обработки, так и химическим составом сплава. Это обусловлено различиями исходной плотности и степени наследования аустенитом дефектов атомно-кристаллического строения, степени соответствия кристаллографической ориентировки старой и новой фаз, уровня фазового и структурного наклепа, скорости процессов диффузии, контролирующей рекристаллизацию аустенита.

В связи с этим следует ожидать более быстрого развития этих процессов в предварительно закаленной стали, а также в углеродистых сталях в сравнении с легированными. При непродолжительных выдержках для полного развития процессов наследственного огрубления структуры аустенита требуется нагрев до достаточно высоких (950–1000°C) температур. При увеличении времени выдержки аномальное укрупнение зерна аустенита может регистрироваться и при значительно более низкой температуре.

Таким образом, установлен аномальный характер изменения размера зерна аустенита конструкционных сталей с исходной феррито-перлитной структурой от температуры нагрева и длительности выдержки. Указанные особенности структурных изменений в аустените при нагреве стали с исходной феррито-перлитной структурой наблюдали проявляющимися в случае различных предшествующих деформационно-термической и термической обработок.

Список литературы

1. Дьяченко С.С. Образование аустенита в железо-углеродистых сплавах. — М.: Металлургия, 1982. — 128 с.
2. Садовский В.Д. Структурная наследственность в стали. — М.: Металлургия, 1973. — 205 с.
3. Баранов А.А., Куриц И.В., Яньшин А.В. Особенности аустенитизации стали 65Г // Известия АН СССР. — Металлы, 1989. — № 6. — С. 72–78.
4. Проблемы совмещения горячей деформации и термической обработки стали / А.А. Баранов, А.А. Минаев, А.Л. Геллер, В.П. Горбатенко. — М.: Металлургия, 1985. — 128 с.
5. Горбатенко В.П. Об изменении структуры аустенита при нагреве и подстуживании // Известия вузов. Черная металлургия, 1992. — № 10. — С. 43–44.

© Горбатенко В.П., Быковских С.В., Беленькая Т.В., 1999.

ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССОВ УПРОЧНЕНИЯ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ ПРИ УДАРНО-АБРАЗИВНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

ПИЛЮШЕНКО В.Л. (ДонГАУ), ШАПОВАЛОВ Ю.С. (ДонГТУ)

Изучены особенности ударно — абразивного изнашивания высоколегированных чугунов. Количество мартенсита деформации повышается с увеличением ударной нагрузки.

При ударно-абразивном изнашивании в рабочей поверхности изделий протекают определенные структурные изменения. Особенности этих изменений стали изучать сравнительно недавно, и в области «динамического материаловедения» накоплен определенный материал. Тем не менее, существуют противоречивые данные относительно того, как процессы фазового наклепа влияют на износостойкость. Одни авторы утверждают, что упрочнение металла деформацией оказывает определяющее влияние на износостойкость [1–4], а другие — утверждают, что наклеп не может повлиять на износостойкость в абразивной среде [5, 6].

Для того чтобы исследовать особенности процессов упрочнения поверхности ударно-абразивного воздействия высоколегированных материалов, был поставлен специальный эксперимент. Оценивалась ударно-абразивная износостойкость чугуна 250X9H5 [7] в литом состоянии и после различных видов термической обработки. Абразивную износостойкость изучали на установки Бринеля-Хаурта. Абразивный материал — кварцевый песок. Эталон по Гост 23.208-79. Ударно-абразивную износостойкость изучали на установке конструкции института Нефтехиммаш. Абразивный материал — электрокорундовая шкурка. Эталон по Гост 23.207–79. Результаты исследований представлены в таблице 1.

Таблица 1 — Влияние структуры матрицы на свойства чугуна 250X9H5

Вид термической обработки	HRC	Ударно-абразивная износостойкость	Абразивная износостойкость	Структура матрицы
Литое состояние	47,9	1,65	4,40	аустенит и карбиды M_7C_3
Отжиг	29,4	0,61	2,07	перлит и карбиды M_7C_3
Закалка+отпуск	65,2	1,08	8,98	мартенсит, аустенит и карбиды M_7C_3

Абразивная износостойкость чугуна увеличивается с повышением твердости. Наименьшая износостойкость отмечается после отжига, а наибольшая — у закаленного материала.

В зоне абразивного воздействия исследуемых материалов появление новых фаз не наблюдается. Это говорит о том, что зона износа, в данном случае, дополнительно не упрочняется и разрушение материала происходит по полидеформационному механизму.

При ударно-абразивном воздействии максимальной износостойкостью обладает сплав с аустенитной матрицей (т.е. в литом состоянии). После отжига ударно-абразивная износостойкость понижается в 2,8 раза по сравнению с литым состоянием.

Таким образом, в случае постоянного количества эвтектических карбидов, определяющим фактором износостойкости становится структурное состояние матрицы. Способность последней к многократному пластическому деформированию при воздействии абразива и ее восприимчивость к деформационным, бездиффузионным превращениям в первую очередь будет определять окончательные свойства зоны ударно-абразивного воздействия комплексно-легированного чугуна.

Возможно, что разрушению аустенитной матрицы предшествует ее пластическая деформация, но до определенной пороговой величины. Об относительной величине такого порога деформации можно судить по значению микротвердости. После 100 циклов испытаний в зоне ударно-абразивного воздействия микротвердость аустенита чугуна 250X9H5 повышается до 500Н₅₀. Интересно отметить, что упрочнение перлитной матрицы при испытаниях на ударно-абразивную износостойкость тоже происходит, но

ее предельная величина не превышает $300H_{50}$, а какого-либо изменения микротвердости мартенситной матрицы обнаружить не удалось.

Полученные результаты говорят о том, что в литом состоянии сплав 250X9H5 обладает наивысшей ударно-абразивной износостойкостью, а его абразивная износостойкость после закалки повышается в два раза. Эти данные совпадают с результатами работы [8], где показано, что износостойкость стали X12Ф определяется не ее твердостью, а микроструктурой и степенью стабильности по отношению к γ - α -превращению.

В связи с изложенным выше, интересно было оценить динамику протекания процесса упрочнения аустенита. С этой целью был поставлен специальный эксперимент. После каждого цикла испытаний на установке ударно-абразивного изнашивания оценивали количество мартенсита деформации на поверхности износа образца. Базой для проведения эксперимента служил чугун 300X9H4ГЗСЗМТК [9]. Результаты испытаний отражены на рисунке 1, а.

Полученные данные свидетельствуют о том, что уже после трех — четырех ударов степень упрочнения аустенитной матрицы достигает своего предельного значения. После восьми ударов количество мартенсита деформации на поверхности образца превышает 45%. Далее этот процесс стабилизируется, и количество мартенсита деформации находится на уровне предельно достижимого значения для данного материала. Следует отметить, что нами не было обнаружено той «цикличности» стадий процесса γ - α -превращения аустенита, которую наблюдали другие исследователи [10]. Возможно, это связано с различием в методике испытания ударно-абразивной износостойкости.

Изучив процессы упрочнения аустенита чугуна 300X9H4ГЗСЗМТК за счет протекания деформационного γ - α -превращения под воздействием постоянной нагрузки, представляет интерес выяснить, как количественно изменяется это превращение с изменением величины ударной нагрузки, тем более, что подобные исследования ранее не проводились.

Результаты исследований, по оценке кинетики мартенситного превращения чугуна представлены на рисунке 1, б.

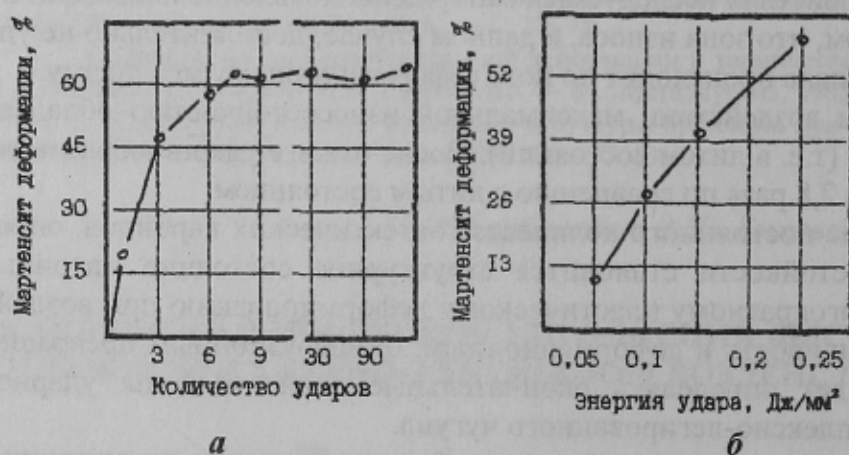


Рисунок 1 — Особенности процессов деформационного упрочнения аустенита чугуна 300X9H4ГЗСЗМТК

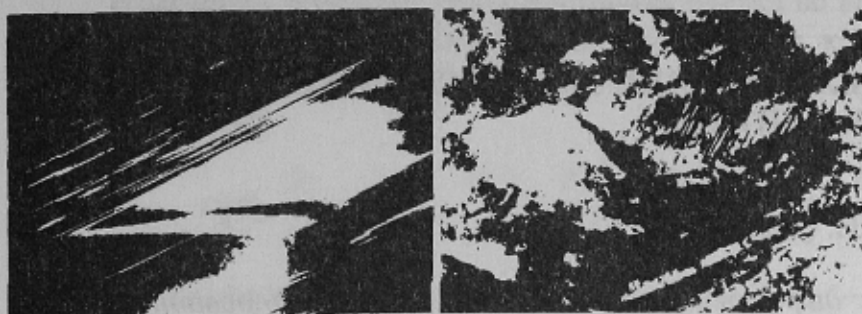
Из проведенного эксперимента видно, что полнота превращения метастабильного аустенита в мартенсит деформации напрямую зависит от той энергии, с которой материал и абразив контактируют между собой.

Из рисунка видно, что образование мартенсита деформации, в том количестве, в котором его надежно регистрирует рентгеноструктурный анализ, начинается при взаимодействии образца с электрокорундовой шкуркой с энергией удара $0,05 \text{ Дж/мм}^2$. По мере увеличения энергии удара количество мартенсита деформации возрастает и составляет 65% при $0,25 \text{ Дж/мм}^2$.

Следует отметить и то, что довольно глубокую полноту деформационного γ - α -превращения можно достичь и при относительно невысоких энергиях удара.

Полученная зависимость свидетельствует о том, что на превращение аустенита в мартенсит затрачивается определенное количество энергии [3]. Но помимо этого, возможно, что γ - α -превращение «адсорбирует» энергию удара, и тем самым предотвращает появление хрупких трещин, которые имеют место при ударно-абразивном воздействии на чугун, после закалки, с энергией удара 0,2–0,25 Дж/мм².

При исследовании процессов разрушения зоны ударно-абразивного воздействия чугуна с аустенитной матрицей мы наблюдали появление отдельных трещин при ударах с энергией больше чем 0,45 Дж/мм². Количество мартенсита деформации на поверхности износа в этом случае доходило до 85–90%.



а

б

Рисунок 2 — Тонкая структура мартенсита

Микротвердость мартенсита закалки чугуна 300Х9Н4ГЗСЗМТК составляет 880Н₅₀, а после ударно-абразивного воздействия — 930–960Н₅₀. Плотность дислокаций в структуре мартенсита деформации составляет $2,2 \times 10^{12}$, в структуре мартенсита закалки она ниже — $3,3 \times 10^{11}$.

Сравнительные исследования тонкой структуры мартенсита закалки (рисунок 2, а) и мартенсита деформации (рисунок 2, б) показывают, что мартенсит закалки пластинчатого типа, в то время как мартенсит деформации речный, дислокационный. Такой мартенсит содержит большее количество дефектов упаковки и дислокаций.

Таким образом, процесс превращения аустенита в мартенсит поглощает очень большое количество энергии [3]. Именно тем, что энергия, которая передается локальному объему материала, затрачивается не на его разрушение, а на фазовое превращение объясняется более высокая ударно-абразивная износостойкость материалов, способных претерпевать в результате деформации γ - α -превращение. Но не следует забывать и о том, что мы изучали двухфазные материалы. Свойства фаз сильно различаются и, следовательно, рассматривать влияние изменений структуры твердого раствора на общую износостойкость необходимо только во взаимосвязи с карбидной фазой, поскольку именно карбиды оказывают сильнейшее влияние на основные эксплуатационные характеристики.

Список литературы

1. Попов В.С., Брыков Н.Н., Нагорный П.Л. Упрочнение сплавов при абразивном изнашивании // Физико-химическая механика материалов, 1971. — т. 7. — № 4. — С. 51–56.
2. Попов В.С., Брыков М.М. Проблема спрацювання сталі і сплавів // Металознавство та обробка металів, 1996. — № 3. — С. 40–44.
3. Попов В.С., Брыков Н.Н. Металловедческие аспекты износостойкости сталей и сплавов. — Запорожье: ЗГТУ, 1996. — 179 с.

Исследования структур мартенсита деформации и мартенсита закалки показали, что они качественно отличаются между собой (рисунок 2).

Мартенсит деформации обладает повышенной прочностью, о чем можно судить как по микротвердости, так и по плотности дислокаций.

4. Виноградов В.Н., Сорокин Г.М., Шрейбер Г.К. Ударно-абразивный износ буровых долот. — М.: Недра, 1975. — 163 с.
5. Хрущев М.М., Бабичев М.А. Абразивное изнашивание. — М.: Наука, 1970. — 251 с.
6. Львов Н.П. Износостойкость деталей строительных и дорожных машин. — М.: Машиностроение, 1966. — 330 с.
7. Гарбер М.Е. Отливки из белых износостойких чугунов. — М.: Машиностроение, 1972. — 109 с.
8. Попов В.С., Брыков Н.Н. Упрочнение стали Х12Ф1 при абразивном изнашивании // Металловедение и термическая обработка металлов, 1969. — 12. — С. 68–70.
9. А. С. 1366546 СССР, МКИ2 С22С 37/06. Чугун / Пилюшенко В. Л., Зборщик А. М., Шаповалов Ю.С. (СССР). — № 108839/31-02; Заявл. 08. 08. 86; Оpubл. 15. 01. 88, Бюл. № 2. — 4 с.
10. Воробьев Г.М., Калинина А.Т., Соболевский С.И. Белые износостойкие сложнолегированные чугуны // Изв. Вузов. Черная металлургия, 1979. — № 12. — С. 79–92.

© Пилюшенко В.Л., Шаповалов Ю.С., 1999.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЯ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ И НАГРЕВЕ СЛИТКОВ

КАЗАНЦЕВ Е.И., ГИНКУЛ С.И. (ДонГТУ)

На основании решения дифференциального уравнения теплопроводности для трехмерного температурного поля разработана математическая модель кристаллизации, охлаждения и нагрева тел прямоугольной формы. Выполненные по этой модели исследования и внедренная энергосберегающая технологическая инструкция по доставке слитков от разливки и до посадки их в нагревательные колодцы позволила повысить температуру всада слитков на 200°C и сэкономить до 25% топлива.

Вопросы формирования кристаллического строения слитка чрезвычайно сложны. Они связаны с зародышами кристаллизации, ростом дендритов, падением кристаллов в жидком объеме, движением расплава во время затвердевания и прочее. Все это сказывается на структуре и свойствах литого металла, приводит к явлениям ликвации, сегрегации и различию теплофизических свойств слитка. Основу этого процесса составляют тепловые явления, т.к. охлаждением металла обуславливается протекание процесса формирования слитка. Начиная от работ Ляме и Клапейрона (1831 г.), Стефана (1890 г.) и в дальнейшем работ Хворинова Н.И. (1939 г.), Тагеева В.М. и Гуляева Б.Б. (1939 г.), Иванцова Г.П. (1951 г.), Вейника А.И. (1950) [1–6] и многих других рассматриваются вопросы различных вариантов теплообмена между слитком и окружающей средой.

В статье рассматривается только процесс образования слитка вследствие его охлаждения в изложнице, без нее и последующий нагрев в печи. Задача решена комплексно — от разливки слитков и до их прокатки. Решение выполнено для трехмерного температурного поля, доведено до практического решения. На его основе можно решать вопросы ресурсосбережения, оптимизации температурных и тепловых параметров охлаждения и нагрева слитков и осуществить рациональное управление их величинами в режиме реального времени с учетом температурного состояния металла. Приведено трехмерное поле тепловых потоков на грани слитка, позволяющее вмешиваться в процесс нагрева и получать желаемое поле температур, что может оказаться актуальным при нагреве слитков для процессаковки, при нагреве массивных тел для термообработки и прочее.