

ТЕХНОЛОГИЯ УПРОЧНЕНИЯ БОРОСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ

Г. А. Околович, В. А. Бородин

Алтайский государственный технический университет им. И. И. Ползунова,
г. Барнаул, Россия

Высокие механические свойства стали (1000 Мпа и твердости 45 – 60 HRC) приобретают после деформационного упрочнения при термомеханической обработке (ТМО) и контролируемой прокатке. ТМО повышает весь комплекс механических свойств и особенно пластичность и вязкость, что наиболее важно для высокопрочного состояния стали. Область ТМО расширяет явление обратимости эффекта упрочнения. Оно состоит в том, что свойства, полученные при ТМО, наследуются после повторной закалки или высокого отпуска.

Ключевые слова: бор, термомеханическая обработка, пластическая деформация, контролируемая прокатка, закалка, отпуск, твердость, возврат и рекристаллизация, субзеренная структура, дисперсионное твердение, текстурированность, дислокации

THE TECHNOLOGY OF HARDENING BORON STEELS

G. A. Okolovich, V. A. Borodin

Altai State Technical University, Barnaul, Russia

The high mechanical properties of steel (1000 MPa and a hardness of 45 – 60 HRC) acquire the strain hardening during thermomechanical treatment (TMT), and controlled rolling. TMO enhances the whole complex of mechanical properties and particularly ductility and toughness, which is most important for high-strength state of steel. Area TMO extends the phenomenon of reversibility of the effect of hardening. It consists in the fact that properties obtained by TMO, inherited after the re-hardening or high holiday.

Ключевые слова: boron, thermomechanical treatment, plastic strain, controlled rolling, hardening, temper, hardness, recovery and recrystallization, subterana structure, dispersion hardening, teksturirovanie, dislocation

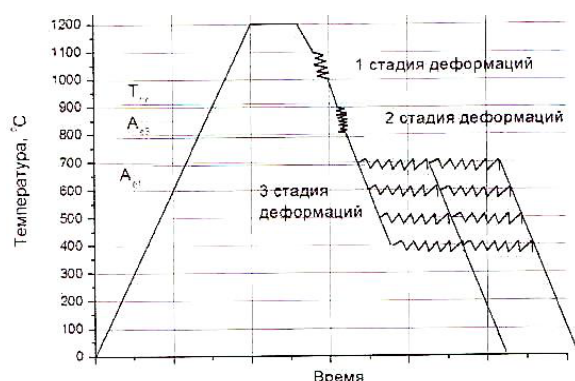


Рисунок 1 – Режимы высокотемпературной термомеханической обработки сталей

Почвообрабатывающие детали изготавливают из сталей 45 или 65Г после термической обработки на твердость 45 – 60 HRC.

Повышение износостойкости достигается порошковой наплавкой высокой твердости

(до 70 HRC). При этом обеспечивается самозатачиваемость режущей части изделия.

Структуру стали высокой твердости и износостойкости (с включениями бора) при высокой прочности и пластичности можно получить реализацией режимов термомеханической обработки представленных на рисунке 1, включающий нагрев до 1200 °С для растворения легирующих элементов в аустените, выдержку и подстуживание до 1100 °С для гомогенизации структуры.

При непрерывном охлаждении от 1100 °С до 760 °С после пластической деформации (для рекристаллизации и измельчения зерна) металл охладили со скоростью 20 °С/с до температуры 560 °С, а далее – со скоростью 1 °С/с до 300 °С, а затем при естественном охлаждении до 100 °С, получена ультрадисперсная мелкозернистая бейнитная структура вместо структуры феррит + бейнит после обычной прокатки (рисунок 2).

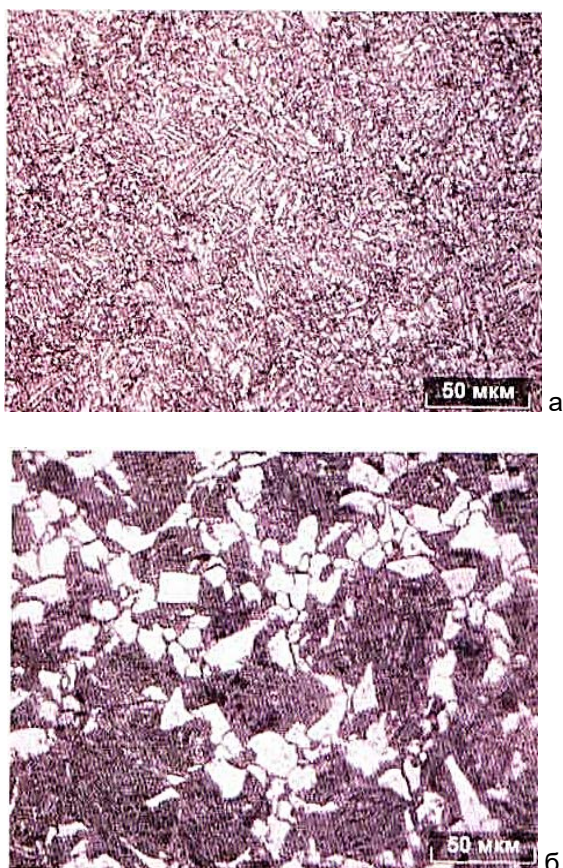


Рисунок 2 – Структура стали: а) мелкозернистая бейнитная структура стали с бором 10Г2ФБ после термомеханической обработки; б) Структура стали 10Г2ФБ после обычной прокатки: феррит + бейнит

Таким образом, в зависимости от режимов пластической деформации и термической обработки в металле можно получить различную структуру и, соответственно, различные механические свойства.

Механизм износа различен и зависит от условий эксплуатации, но в основном он состоит в том, что с поверхности металла вырываются мелкие частицы. В случае обычного трения поверхность металла наклепывается, и сопротивление истиранию возрастает. Следовательно, в данном случае, способность металла к наклепу в существенной степени определяет его износостойкость. В случае абразивного износа, когда твердые частицы абразива (например, песка) вырывают мельчайшие кусочки металла, тогда стойкость против износа будет определяться сопротивлением металла хрупкому разрушению и его твердостью. Стойкость против абразивного износа возрастает с увеличением твер-

дости изнашиваемого материала, но для различных материалов в разной степени. При одинаковой твердости структуры стали с включениями карбидов обладают большей износостойкостью, чем стали с такой же твердостью, но не имеющие избыточных карбидов; крупнокристаллическая структура имеет меньшую износостойкость, чем сталь с мелкокристаллической структурой, так как у первой сопротивление хрупкому разрушению меньше [1, 2, 3].

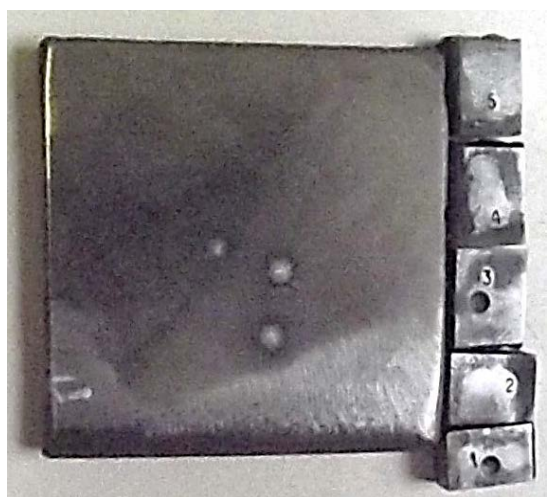
Опыт показывает, что малые добавки некоторых элементов эффективно влияют на прокаливаемость, в то время как более высокое их содержание такого действия не оказывают. К таким элементам, прежде всего, надо отнести бор (В). Тысячные доли процента этого элемента способствуют увеличению прокаливаемости, так как весь бор, находясь в растворе, концентрируется в тонких пограничных частях зерна аустенита и уменьшает скорость зарождения центров кристаллизации перлита, зародыши которого образуются, главным образом, по границам аустенитного зерна [5]. Оптимальное содержание бора в стали, обеспечивающее наибольшую прокаливаемость, равно всего лишь 0,002 – 0,006 %; при большем содержании бора концентрация его на границах зерна аустенита превышает предел насыщения, в результате чего появляются избыточные боридные фазы (бориды), действующие как центры кристаллизации, и прокаливаемость уменьшается.

Боросодержащая сталь 30MnB5 содержит 0,3 % углерода; 1,25 % марганца; 0,25 % кремния и 0,002 % бора по ГОСТ 19903 либо ЕН 10029 предназначенная для изготовления деталей и изделий, которые после термической обработки (закалки с отпуском) обладают высокой износостойкостью, прочностью, вязкостью и сопротивлением механическим нагрузкам. Листовой прокат стали 30MnB5 поставляется в горячекатаном состоянии, без определения механических характеристик. В соответствии требованиями стандарта ДСТУ ЕН 10083-3, после закалки и отпуска прокат приобретает следующие механические свойства: $\sigma_b = 800 - 950$ МПа; $\sigma_{0,2} = 650$ МПа; $\delta = 13$ %; 50 %; KCV = 50 Дж/см² при толщине $t = 8 - 20$ мм.

Рекомендуемый режим термической обработки: закалка 860 – 900 °С, выдержка 30 мин, охлаждение – вода или синтетические среды; отпуск 400 – 600 °С, 60 мин. Требования по мелкозернистой структуре обеспечиваются путем добавки 0,02 – 0,05 % алюминия.



а



б

Рисунок 3 – а) фрагмент лапы культиватора;
б) темплеты стали 35МпВ5

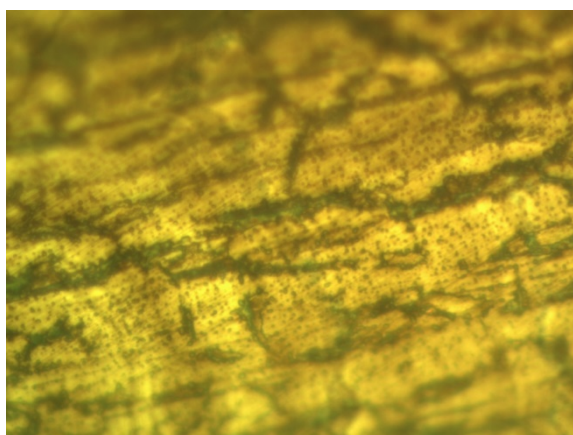


Рисунок 4 – Структура поверхности стали 30МпВ5, x100

Наши исследования показали, что твердость стали изменяется от 35 HRC (в центре) до 45 HRC у поверхности, которая нагартована вследствие деформационного упрочнения. Но самое главное и важное то, что в мягкой, но прочной матрице находится множество карбонитридов, которые обеспечивают высокое сопротивление износу, а вязкая матрица препятствует их выкашиванию (рисунки 4, 5).

Фрагмент лапы культиватора изготовлен из низколегированной стали 30МпВ5 с включением бора. Для исследования представлены образцы проката стали, где были вырезаны темплеты, из которых определен химический состав, твердость в исходном состоянии и после термической обработки (рисунок 3).

Очевидно, такая структура стали получена при контролируемой прокатке, когда высокие механические свойства объясняются деформационным упрочнением при термомеханической обработке, получением мелкого зерна за счет торможения карбидонитридами процессов возврата и рекристаллизации с получением развитой субзеренной структуры [4]. Технология контролируемой прокатки обеспечивает дисперсионное твердение, а так же текстурированность.

В низколегированную сталь 30МнВ5 вводят бор до 0,005 % для повышения прокаливаемости. Измельчение зерна обеспечивается небольшим количеством нитридов ниобия и ванадия, добавкой 0,02 – 0,05 % алюминия. Нагревают под прокатку до высоких температур (1200°C), при этом нитриды ванадия переходят в твердый раствор, а нитриды ниобия и алюминия не растворяются и обеспечивают сохранение мелкого зерна. Прокатку заканчивают при низкой температуре (ниже 800°C), что позволяет получить мелкое зерно (12 – 13 балл). После фазового превращения по перлитному типу (вблизи температуры 650°C) из феррита выделяются нитриды ванадия и карбонитриды бора, упрочняя сталь (дисперсионное твердение). Для контролируемой прокатки характерна резко выраженная анизотропия свойств поперек прокатки, повышенной ударной вязкостью, прочностью по вдоль прокатки с низким порогом хладноломкости [5] (рисунки 4, 5).

При термомеханической (ТМО) обработке повышается весь комплекс механических свойств и особенно пластичность и вязкость, что наиболее важно для высокопрочного состояния. Область ВТМО расширяет явление обратимости эффекта упрочнения. Оно состоит в том, что свойства, полученные при ТМО, наследуются после повторной закалки.

Структура стали 30 МпВ5 после ВТМО и термической обработки (рисунки 6, 7, 8, 9).

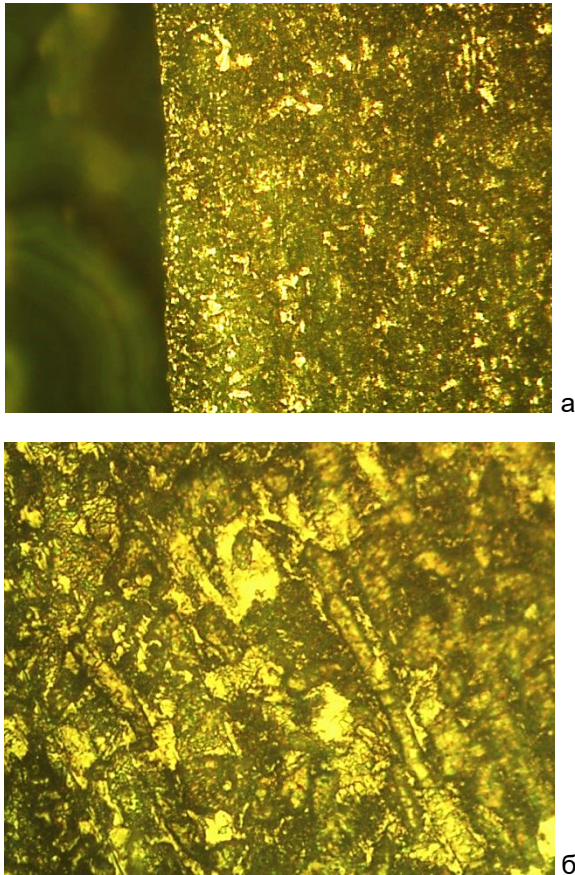


Рисунок 5 – Структура стали 30 МпВ5 после ВТМО: а) x100, край; б) x400, центр

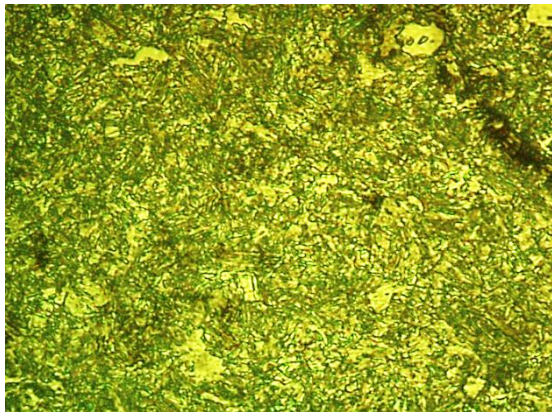


Рисунок 6 – Закалка 900 °C + отпуск 600 °C, x100, твердость 500 НВ

Следовательно, состав стали и технология контролируемой прокатки обеспечивают получение мелкого зерна и дисперсионного твердения. Комплекс свойств близок к тому, какой получается при термическом улучшении, однако контролируемой прокаткой это достигается более простыми средствами [6].

Улучшение комплекса механических свойств обусловлено формированием специфического структурного состояния. Деформация создает в аустените высокую плотность дислокаций, образующих из-за процесса полигонизации устойчивую ячеистую субструктуру, которая наследуется мартенситом при закалке. При этом субграницы тормозят движение дислокаций и локализуют деформацию внутри зерна; в результате прочность повышается. В тоже время субграницы ведут себя как полупроницаемые барьеры. Они допускают прорыв дислокаций, их передачу из мест скопления в соседние субзерна. Это вызывает пластическую релаксацию локальных напряжений и служит причиной повышенной пластичности и вязкости.

Введение марганца в сталь уменьшает вредное влияние серы, так как при введении его в жидкую сталь протекает реакция образования сульфида марганца: $\text{FeS} + \text{Mn} \rightarrow \text{MnS} + \text{Fe}$. Сульфид марганца плавится при 1620 °C, т. е. при температурах значительно более высоких, чем температура горячей обработки. Сульфид марганца нерастворим не только в твердом, но и в жидком металле, поэтому невозможно образование легкоплавкой эвтектики с фазой сульфид марганца.

Сульфиды пластичны и деформируются при горячей обработке (800 – 1200 °C) и под действием внешних сил вытягиваются в продолговатые линзы, в отличие от оксидов. Пластинчатая форма включений сульфида марганца не влияет на свойства стали в направлении вдоль прокатки.

Выводы:

Технология контролируемой прокатки обеспечивает получение мелкого зерна и дисперсионное твердение после закалки и высокого отпуска.

Иносостоятельность стали 35MnB5 определяется твердостью (типом) и количеством карбонитридной фазы.

После закалки и отпуска сталь 30MnB5 приобретает высокую прочность (1000 МПа) и твердость (40 – 45 НВ), которые обеспечивают повышенную эксплуатационную стойкость готовых изделий. Их ресурс в 2 – 3 раза выше по сравнению с продукцией из стали 65Г.

Упрочнение от ТМО сохраняется, если сталь 35MnB5 перезакалить с кратковременной выдержкой при нагреве или вначале подвергнуть высокому отпуску (600 °C), а затем перезакалить.

Режим ВТМО выбирают так, чтобы к началу мартенситного превращения аустенит имел хорошо развитую полигонизованную структуру (динамическая полигонизация – дробная деформация).

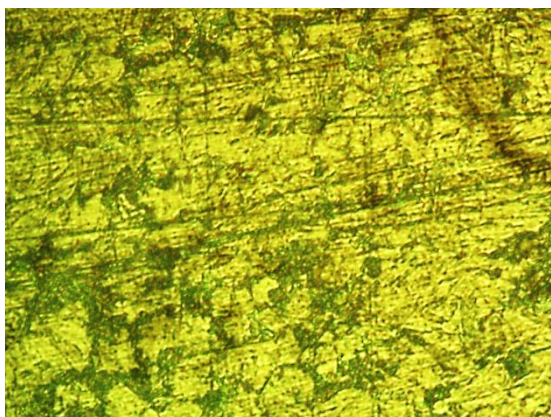


Рисунок 7 – Отпуск 600 °С, х100, твердость 415 НВ

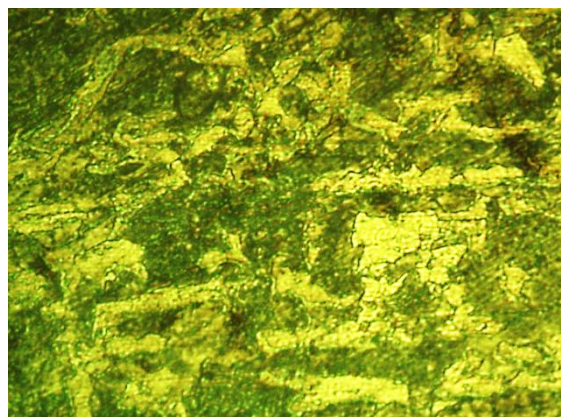


Рисунок 9 – Исходная структура стали, х100, твердость 180 НВ

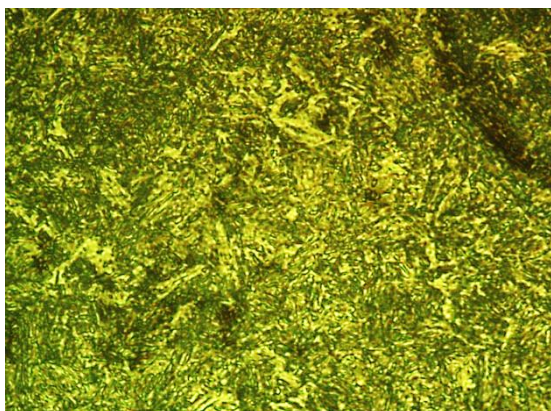


Рисунок 8 – Структура стали после закалки 900 °С, х100, твердость 500 НВ

Список литературы

1. Тененбаум М.М. Износостойкость конструкционных материалов и деталей машин. М., Машиностроение, - 375 с.
2. Хрущев М.М., Бабищев М.А. Абразивное изнашивание. М.: Наука, 1970-252 с.
3. Рыбакова Л.М., Куксенова Л.И. Структура и износостойкость металла. М.: Машиностроение, 1982. - 212 с.
4. Лахтин Ю.М. Материаловедение. М.: Машиностроение, 1990. - 527 с.
5. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986. - С. 345.
6. Арзамасов Б.Н. Материаловедение. Учебник для вузов. М.: изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2003. - С. 646.

Околович Геннадий Андреевич – д.т.н., профессор
Бородин В. А.

ФГБОУ ВО «Алтайский государственный
технический университет им. И.И. Ползунова»
(АлтГТУ), г. Барнаул, Россия