



Адаптация модели к условиям стана 2000 ОАО “Северсталь”, а также расчеты, выполненные для условий прокатки на станах 1700 и 2800, показывают, что компьютерная программа расчета меха-

нических свойств и параметров структуры сталей при горячей прокатке (HSM) позволяет выполнять вычисления с точностью, гарантированной разработчиком: с ошибкой не более 5 %.

А.И. Рудской, Г.Е. Коджаспиров

ПРИМЕНЕНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ОБЪЕМНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ И НАНОСТРУКТУРНЫХ ИЗДЕЛИЙ

Сверхмелкозернистые материалы – ультрамелкозернистые и нанокристаллические в последние годы вызывают большой интерес среди специалистов, работающих в области физического материаловедения. Эти материалы имеют малый размер зерен и, следовательно, огромную протяженность границ зерен в своей структуре, вследствие чего обладают целым рядом необычных физико-механических свойств, например, хрупкая керамика становится вязкой. Нанокристаллы с размером зерен порядка 10 нм наиболее традиционно получают при помощи специальных методов порошковой металлургии, но серьезным их недостатком является наличие пористости (до 10 %) в скомпактированных, спеченных образцах.

В то же время сплавы с размером зерен около 100 нм (0,1 мкм) удается получать с использованием интенсивной пластической деформации (ИПД). Этот способ получения ультрамелкозернистых и нанокристаллических материалов обладает двумя важными достоинствами: не приводит к образованию пористости, может быть применен как к чистым металлам, так и к сплавам и к интерметаллидным соединениям.

Основной принцип деформационно-термической обработки для получения субмелкокристаллических материалов состоит в формировании за счет больших деформаций (истинные логарифмические деформации $\epsilon = 4-7$) сильнофрагментированной структуры с признаками аморфного состояния с последующей рекристаллизацией (кристаллизацией).

Изучение физики больших деформаций свидетельствует, что в этих условиях активную роль играют ротационные моды пластической деформации, следствием чего является образование

сильно разориентированной фрагментированной структуры.

Развитие методов обработки металлов давлением, позволяющих осуществлять большие пластические деформации, позволило в последние годы успешно использовать их для получения в металлических материалах субмикроскопических структур с размером зерен 0,1–0,5 мкм. Для осуществления больших деформаций могут быть использованы различные методы обработки – сдвиг под давлением, специальные виды прессования, прокатка на многовалковых станах, всесторонняя ковка и др. Хрупкие материалы обрабатывают при повышенной температуре с последующим ее снижением, более пластичные – при комнатной температуре.

Как свидетельствуют результаты исследований, металлы и сплавы в нанокристаллическом состоянии обладают существенно измененными фундаментальными параметрами – температурой Кюри, модулями упругости, коэффициентами диффузии. Эти отличия обусловлены не только малым размером зерен в структуре, но и большой протяженностью и степенью неравновесности границ зерен. По сути нанокристаллические материалы представляют собой новый класс материалов с необычными физическими и механическими свойствами – аномально высокой прочностью, относительно низкой температурной сверхпластичностью, повышенной вязкостью, высокими магнитными свойствами. Приведем некоторые примеры.

Магнитные свойства. Температура Кюри у чистого никеля (99,99 %) (приготовленного испарением–конденсацией в инертной среде и последующим скомпактированием ультрадисперсного порошка с использованием техники высоких

давлений) на 30–40 °С ниже в случае образования зерен диаметром менее 0,1 мкм, чем таковая в обычном крупнозернистом состоянии (при диаметре зерен ≥ 1 мкм). **Теплоемкость.** У СМК материалов она больше, чем у крупнозернистых на 10–25 %. **Упругость.** При больших размерах зерен упругие свойства слабо зависят от изменения размера, при малых значения их значительно меньше, чем крупнозернистых. **Прочность.** Уменьшение размеров зерен до субмикронных размеров позволяет реализовать весьма высокопрочные состояния в металлах и сплавах. Вместе с тем дальнейшее уменьшение диаметра, по видимому, не дает заметного эффекта, что связано с увеличением доли зернограничного проскальзывания. **Вязкость.** Удельная работа разрушения СМК образцов заметно больше, чем крупнозернистых, особенно в области низких температур. Границы зерен в случае мелкого зерна являются эффективными барьерами для развития трещин. **Сверхпластичность.** При деформации с субмикронным зерном мы имеем дело с заметным ускорением зернограничной диффузии в области низких температур, когда коэффициент диффузии является повышенным на 1,5 порядка (относительно коэффициента при обычной сверхпластической деформации). Такое аномальное поведение диффузии в сплаве с СМК структурой очевидно определяет возможность проявления низкотемпературной сверхпластичности. **Демпфирующие свойства,** определяемые по амплитудной зависимости внутреннего трения, свидетельствуют о том, что СМК материал – своеобразный структурный композит – обладает высокой демпфирующей способностью.

Имеются также сведения о высокой коррозионной стойкости сплавов в ультрамелкозернистом и нанокристаллическом состояниях. Хотя эти вопросы требуют дальнейших исследований, все же с учетом технологичности разработанных методов подготовки СМК структур можно считать их перспективными для практического использования.

Методы интенсивной пластической деформации

Рассмотрим основные требования к методам ИПД, которые следует учитывать при создании наноструктур в объемных образцах и заготовках. Во-первых, для получения ультрамелкозернистых структур необходимо обеспечить формирование большеугловых границ зерен, поскольку именно в этом случае происходит качественное измене-

ние свойств материалов. Во-вторых, надо обеспечить получение однородности наноструктурного состояния по всему объему образца для обеспечения стабильности свойств полученных заготовок (деталей). Эти требования не могут быть реализованы путем использования традиционных методов обработки металлов давлением, таких, как обычная прокатка, вытяжка или экструзия. Для формирования наноструктур в объемных образцах чаще всего используют специальные схемы деформирования, позволяющие достичь больших деформаций материалов при относительно низких температурах, а также определяют оптимальные режимы обработки. К настоящему времени большинство результатов получено с использованием двух методов: ИПД кручением под высоким давлением и равноканального углового (РКУ) прессования. Имеются также работы по получению нано- и СМК структур в ряде металлов и сплавов путем использования всестороннейковки, РКУ вытяжки, метода “песочных часов” [1–4]. В последние годы появились сведения об использовании нетрадиционных методов прокатки для получения подобных структур в некоторых сталях и сплавах [5, 6].

Схемы и режимы интенсивной пластической деформации

К числу основных методов, с помощью которых были достигнуты большие деформации с истинными степенями, равными 10 и более, без разрушения образцов, относятся кручение под высоким давлением (рис.1, а) и РКУ прессование (рис.1, б).

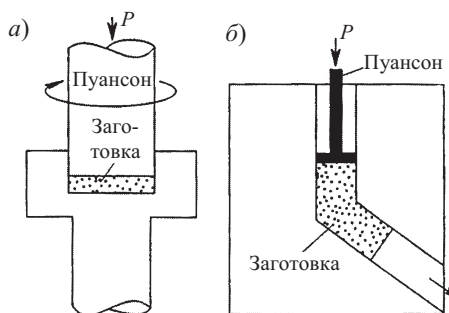


Рис.1. Принципы методов интенсивной пластической деформации:
а – кручение под высоким давлением;
б – РКУ прессование

Деформация кручением под высоким давлением. Принципиально важным моментом явились доказательства формирования наноструктур с не-

равновесными большеугловыми границами зерен при использовании ИПД кручением, что позволило рассматривать этот метод как новый способ получения наноструктурных материалов.

Рассмотрим механические аспекты ИПД кручением.

Образец помещается между бойками и сжимается под приложенным давлением величиной порядка нескольких гигапаскалей. Нижний боек вращается, и силы поверхностного трения заставляют материал деформироваться сдвигом. Геометрическая форма образцов такова, что основной объем материала деформируется в условиях квазигидростатического сжатия внешних слоев образца. В результате деформируемый объект, несмотря на большие степени деформации, не разрушается. Большие степени деформации образцов при кручении под высоким давлением достигаются путем сдвиговой деформации в результате изменения угла поворота нижнего бойка. Образцы, полученные методом ИПД кручением, имеют форму обычных дисков размером 10–20 мм и толщиной 0,2–0,5 мм.

Недавние исследования показали также, что описанный метод может быть успешно использован не только для измельчения структуры, но и для консолидации порошков. При этом обнаружено, что высокие давления, равные нескольким гигапаскалям, при деформации кручением при комнатной температуре могут обеспечивать достаточно высокую плотность, близкую к 100 % в получаемых наноструктурных образцах в форме дисков. При этом для получения таких дисков консолидацией ИПД кручением могут использоваться не только обычные порошки, но также и порошки, подвергнутые обработке в шаровой мельнице. Микротвердость образцов никеля, полученных методом консолидации ИПД, составила $(8,60 \pm 0,17)$ ГПа. Данное значение является самым высоким, упоминавшимся в литературе относительно нанокристаллического никеля.

Деформация РКУ прессованием. Способ РКУ прессования (см. рис 1, б), реализующий деформацию массивных образцов простым сдвигом, был разработан В.М. Сегалом с сотрудниками в 70-х годах для того, чтобы подвергать материалы пластическим деформациям без изменения поперечного сечения образцов, что создает возможность для их повторного деформирования [7]. В начале 90-х годов Р.З. Валиевым с соавторами данный способ был развит и впервые применен как метод ИПД для получения структур с субмик-

рокристаллическим и нанометрическим размерами зерен [8]. В описанных экспериментах исходные заготовки с круглым или квадратным поперечным сечением вырезали из прутков длиной 70–100 мм. Диаметр поперечного сечения или его диагональ, как правило, не превышали 20 мм.

При реализации РКУ прессования заготовка неоднократно продавливается в специальной оснастке через два канала с одинаковыми поперечными сечениями, пересекающимися обычно под углом 90° . При необходимости в случае труднодеформируемых материалов деформация осуществляется при повышенных температурах.

Когда внешний угол $\psi = 0$, а внутренний угол φ произволен (рис. 2, а), приращение степени деформации $\Delta\epsilon_i$ при сдвиге в ходе каждого прохода через каналы может быть рассчитано с использованием выражения

$$\frac{P}{Y} = \Delta\epsilon_i = \frac{2}{\sqrt{3}} \operatorname{ctg}(\varphi - 2),$$

где P – приложенное давление; Y – напряжение течения деформируемого материала. Поскольку при РКУ прессовании заготовка продавливается через пересекающиеся каналы несколько раз, то общая степень деформации $\epsilon_N = N\Delta\epsilon_i$, где N – число проходов.

В процессе РКУ прессования для структурообразования весьма важными являются направление и число проходов заготовки через каналы. Маршруты различаются направлениями сдвига при повторных проходах заготовки через пересекающиеся каналы и приводят к формоизменению сферической ячейки в теле заготовки в ходе РКУ прессования (рис. 3).

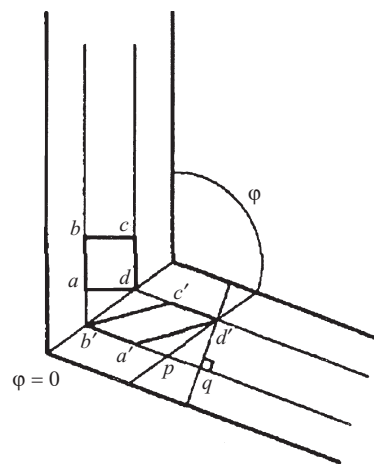


Рис. 2. Геометрия каналов при РКУ прессовании

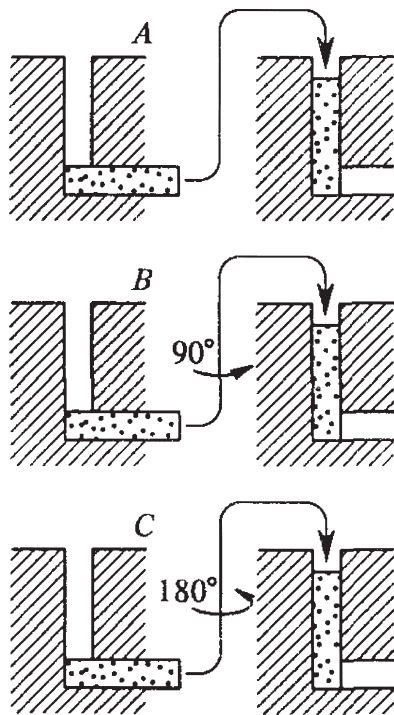


Рис. 3. Маршруты *A, B, C* проходов заготовки через каналы при РКУ прессовании [10]

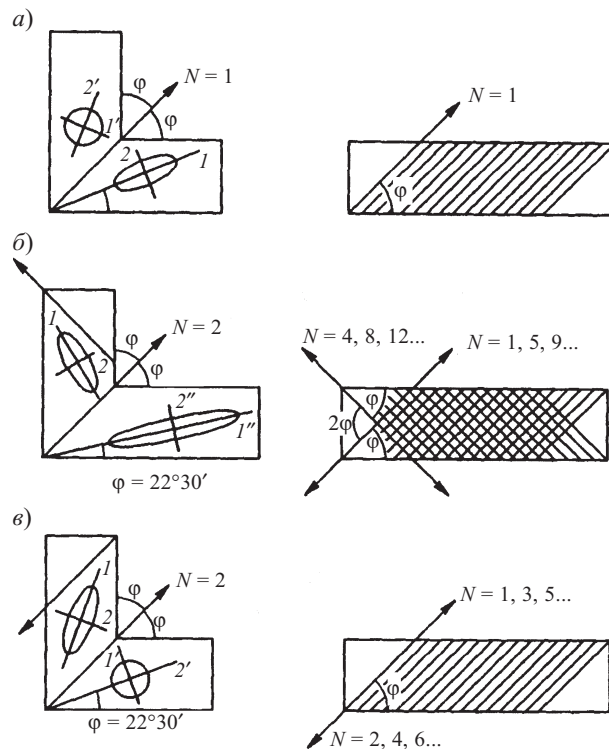


Рис. 4. Режимы простого сдвига при РКУ прессовании: *a* – одноцикловое деформирование; *б* – многоцикловое деформирование, маршрут *A*; *в* – маршрут *C*. N – число проходов

В процессе первого прохода в результате простого сдвига в месте пересечения каналов ячейка приобретает форму эллипсоида ($1-2$, рис.4, *a*). Последующие проходы в ходе реализации маршрута *A* приводят к удлинению оси 1, и эллипсоид вытягивается ($1''-2''$). При этом направление сдвига поворачивается на угол 2φ вокруг оси, перпендикулярной продольному сечению каналов, что наглядно продемонстрировано на рис. 4, *б*. Повторный проход при маршруте *B* приводит к изменению направления сдвига; при этом плоскость сдвига поворачивается на угол 120° (при $2\varphi = 90^\circ$), рис. 4, *в*.

В ходе реализации деформации по маршруту *C* (см. рис.3, *в*) повторный проход приводит к сдвигу в той же плоскости, но в противоположном направлении (см. рис.4, *a*). При этом ячейка вновь приобретает сферическую форму. Использование всех трех маршрутов приводит к быстрому росту пределов текучести и прочности обрабатываемого материала, которые уже после нескольких проходов достигают насыщения.

Всесторонняя ковка. Еще одним способом формирования наноструктур в массивных образцах является всесторонняя ковка. Процесс всесторонней ковки обычно сопровождается дина-

мической рекристаллизацией. Схема всесторонней ковки (рис. 5) основана на использовании многократного повторения операций свободной ковки: осадка–протяжка со сменой оси прилагаемого деформирующего усилия.

Однородность деформации в данной технологической схеме ниже по сравнению с РКУ прессованием или ИПД кручением. Однако данный способ позволяет получать наноструктурное состояние в достаточно хрупких материалах, поскольку обработку начинают с повышенных температур и обеспечивают небольшие удельные нагрузки на инструмент. Так, выбор соответствующих температурно-скоростных условий деформации позволил добиться получения очень мелких зерен – размером около 100 нм.

Метод ИПД всесторонней ковкой был использован для измельчения структуры в ряде сплавов, в том числе в чистом титане, в титановых сплавах ВТ8, ВТ30, Ti-6%Al-32%Mo, в магниевом сплаве Mg-6%Zr, в высокопрочных высоколегированных никелевых сплавах и др. Обычно данный подход реализуется при температурах пластической деформации $(0,3-0,6) T_{пл}$, где $T_{пл}$ – температура плавления.

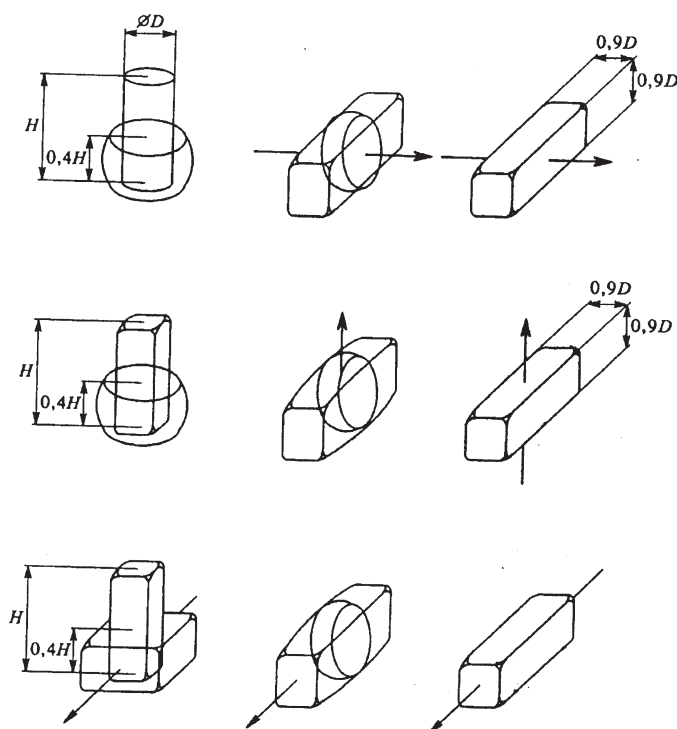


Рис. 5. Технологическая схема ИПД ковкой

Таким образом, к настоящему времени методы ИПД получили активное развитие как способы, предназначенные для получения наноструктур в массивных образцах из различных металлов и сплавов. Тем не менее, вопрос о получении массивных заготовок большого размера и более однородных по микроструктуре остается весьма актуальным. Актуальны также проблемы разработки новых, технологически более эффективных схем ИПД, совершенствования оснастки и расширения номенклатуры материалов, в которых можно сформировать наноструктурное состояние.

Формирование наноструктур при интенсивной пластической деформации

Методы ИПД могут обеспечить формирование наноструктур в различных материалах. Однако получаемый размер зерен и характер формирующейся структуры зависят от применяемой разновидности метода, режимов обработки, фазового состава и исходной микроструктуры материала.

Виды наноструктур в материалах, подвергнутых интенсивным деформациям. К настоящему времени наноструктуры с использованием различных методов ИПД получены в чистых металлах, многих сплавах и сталях, включая интерметаллиды, а также в некоторых полупроводниках и композитах.

В чистых металлах ИПД кручением обычно приводит к формированию равноосной структуры, средний размер зерен в которой составляет около 100 нм, а РКУ прессование обеспечивает размер зерен, равный 200–300 нм. На рис. 6, а, б показаны типичные микроструктуры меди, подвергнутой ИПД кручением, наблюдаемые в просвечивающем электронном микроскопе в светловом и темнопольном изображениях, вместе с соответствующей дифракционной картиной [11]. Видно, что интенсивная деформация приводит к формированию в меди однородной ультрамелкозернистой структуры уже при комнатной температуре. Присутствие преимущественно большеугловых границ в структуре металлов после интенсивной деформации было подтверждено прямыми измерениями разориентировок индивидуальных границ зерен, и это является важной особенностью материалов, подвергнутых ИПД [11–13].

На изображениях структуры меди многие границы зерен видны отчетливо, но они, как правило, не являются прямыми, а искривлены и неровны. Вместе с тем много границ, изображения которых плохо определены, а дифракционный контраст в зернах неоднороден и часто изменяется сложным путем, что указывает на высокий уровень внутренних напряжений и упругие искажения кристаллической решетки. Такой сложный

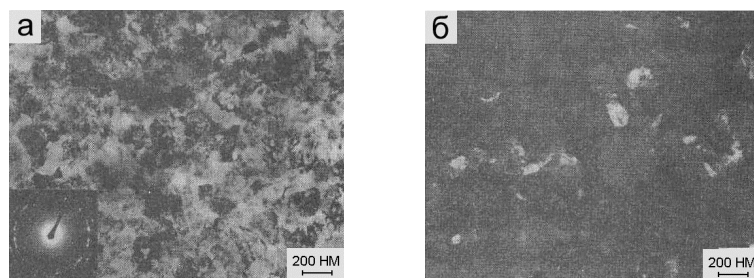


Рис. 6. Структура меди, подвергнутой ИПД кручением, наблюдаемая в электронном микроскопе:
а – светлопольное изображение совместно с дифракционной картиной;
б – темнопольное изображение [11]

контраст присутствует как в зернах, содержащих решеточные дислокации, так и в бездефектных зернах, свидетельствуя, что источниками внутренних напряжений являются границы зерен.

В армко-железе и титане был получен еще более мелкий размер зерен (около 80 нм), при этом увеличился и уровень искажений многих зерен. В этом случае контуры границ становятся настолько размытыми, что размер зерен можно измерить только по темнопольным изображениям.

В сплавах, подвергнутых интенсивным деформациям, конечная структура определяется не только условиями обработки, но и исходной микроструктурой, а также фазовым составом. В однофазных твердых растворах формирование наноструктуры происходит аналогично чистым металлам, но получаемый размер зерен может быть значительно меньше. В многофазных сплавах существенную роль при измельчении структуры играют природа и морфология вторых фаз. При наличии в исходной структуре сплава частиц вторых фаз более прочных, чем матрица, при интенсивных деформациях может происходить их дробление, а также растворение вследствие механического легирования, приводящего к образованию пересыщенного твердого раствора.

Интересным примером формирования таких метастабильных состояний является ИПД высокоуглеродистой стали У12 [14]. Исследованная сталь У12 находилась в нормализованном состоянии (рис.7,*а*), имела перлитную структуру, а также содержала избыточный цементит. После ИПД кручением при комнатной температуре (давление $P = 6$ ГПа, истинная деформация $e = 7$) произошло формирование чрезвычайно дисперсной структуры с размером зерен только 20 нм (рис.7,*б*) при полном растворении цементита. Полученная наноструктура представляла собой весьма пересыщенный твердый раствор углерода в α -железе.

Метастабильные наноструктурные состояния, связанные с образованием пересыщенных растворов после ИПД, весьма интересны тем, что после нагрева происходит их распад, приводящий к новым необычным свойствам материалов.

В последние годы в Японии появились работы по получению ультрамелкозернистого состояния, в том числе на сталях типа IF, с помощью оригинального метода прокатки типа пакетной, проведение которой требует регламентирования режимов с целью подбора, соответствующего техническим требованиям на продукцию. Наши

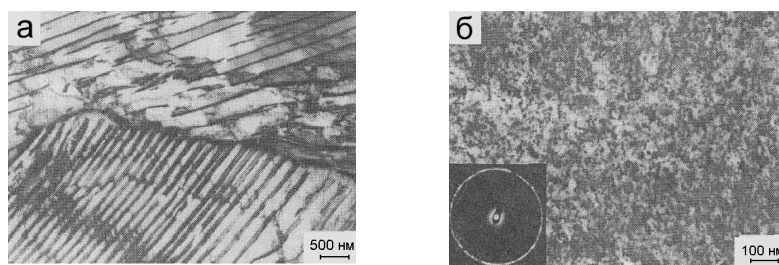


Рис. 7. Структура стали У12 в исходном, нормализованном, состоянии (*а*) и после ИПД кручением ($P = 6$ ГПа, $e = 7$) (*б*) [14]



исследования на сталях типа IF, показали высокую эффективность способа в плане резкого измельчения структуры, в частности, были достигнуты эффективный размер зерна 300 нм – 1,5 мкм и увеличение прочности до пяти раз по сравнению с исходным состоянием, однако требуются дальнейшие исследования для отработки режимов деформации с целью оптимизации по комплексу предъявляемых свойств [6, 15, 16].

Резюмируя вышеизложенное, следует подчеркнуть, что многочисленные исследования демонстрируют возможность получения наноструктур методами интенсивной деформации в

различных металлических материалах. При этом характер формирующейся наноструктуры определяется как самими материалами (исходной микроструктурой, фазовым составом, типом кристаллической решетки), так и условиями интенсивной деформации (температурой, скоростью, методом деформации и т. д.). В целом снижение температуры, увеличение приложенного давления, степень легирования способствуют измельчению структуры и достижению наименьшего размера зерен.

Исследования поддерживаются грантом РФФИ 06-08-00494-а.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Salischev G.A., Imaev R.M., Imaev V.M., Gabdulin N.K. // Mater.Sci.Forum. 1993. Vol. 113–115. P. 613.
2. Салищев Г.А., Валиахметов О.Р., Галеев Р.М., Малышева М.П. // Металлы. 1996. № 4. С. 86.
3. Chakkingal U., Suriadi A.B., Thomson P.F. // Scripta Mater. 1998. Vol. 39. P. 677.
4. Mishin O.V., Alexandrov I.V., Golubev O.V., Greshnov V.M., Valiev R.Z. // Proc. of the Intern. Symposium “Metallography’95”. Stara Lesna (Slovakia). 1995. P. 315.
5. Saito Y., Utsunomiya H., Tsuji N., Sakai T. // Acta mater. Vol. 47, № 2. 1999. P. 579–583.
6. Kodjaspиров G.E., Rudskoy A.I., Drakatos P.A. Application of severe plastic deformation to produce ultrafine-grained and nanostructured metallic materials // Proc. of International scientific conference “New Technologies and Achievements in Metallurgy and Material Engineering”. Chestochowa (Poland). 2005. P. 638–641.
7. Сегал В.М., Резников В.И., Дробышевский А.Е., Копылов В.И. // Известия АН СССР. Металлы. 1981. №1. С. 115.
8. Valiev R.Z. // Nanostructured Materials. 1995. Vol. 6. P. 73.
9. Iwahashi Y., Wang J., Horita Z., Nemoto M., Langdon T.G. // Scripta Mater. 1996. Vol. 35. P. 143.
10. Iwahashi Y., Horita Z., Nemoto M., Langdon T.G. // Acta Mater. 1998. Vol. 46. P. 1589.
11. Valiev R.Z., Korznikov A.V., Mulyukov R.R. // Mater. Sci. Eng. 1993. Vol. A186. P. 141.
12. Коджаспиров Г.Е., Рудской А.И., Рыбин В.В. Физические основы и ресурсосберегающие технологии изготовления изделий пластическим деформированием. СПб.: Наука, 2006. 350 с.
13. Ultrafine-grained materials prepared by severe plastic deformation / Ed. R.Z. Valiev // Annales de Chimie. Science des Materiaux. 1996. Vol. 21. P. 369.
14. Korznikov A.V., Ivanishenko Yu.V., Laptionok D.V., Safarov I.M., Pilyugin V.P., Valiev R.Z. // Nano-structured Materials. 1994. Vol. 4. P. 159.
15. Kodjaspиров G.E., Rudskoy A.I., Naumov A.A. Application of accumulative roll bonding process for production of ultra-fine grained IF steel sheets // High Technologies in Advanced Metal Science and Engineering 7-th International Conference. St.Petersburg, 2006. P. 66–71.
16. Коджаспиров Г.Е., Добаткин С.В., Наумов А.А. Влияние числа слоев при многоэтапной пакетной прокатке на формирование наноструктуры в листе из IF-стали // 2-я Всероссийская конференция по наноматериалам. НАНО–2007. Новосибирск, 2007.

А.И. Боровков, А.С. Немов, Г.Н. Колбасников, А.М. Золотов

КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ ДВУХОПОРНОГО УДАРНОГО ИЗГИБА СТАЛЬНОГО ОБРАЗЦА С ЦЕЛЬЮ ОПРЕДЕЛЕНИЯ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ СТАЛИ

Ударная вязкость металла – широко используемая на практике величина, характеризующая надежность металла, его способность сопротивляться хрупкому разрушению. Наиболее широко

распространенным методом динамического испытания с целью определения ударной вязкости стали является двухопорный ударный изгиб по методу Шарпи (ГОСТ 9454–78) [1]. Метод осно-