

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЛИСТОВОЙ СТАЛИ 30ГСЮ6, ИЗГОТОВЛЕННОЙ ПО СОВМЕЩЕННОЙ ТЕХНОЛОГИИ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛА В ТВЕРДОЖИДКОМ СОСТОЯНИИ*

Е.А. ПУТИЛОВА, аспирант

Э.С. ГОРКУНОВ, доктор техн. наук, академик РАН

С.М. ЗАДВОРКИН, канд. физ.-мат. наук, с.н.с.

Д.И. ВИЧУЖАНИН, канд. техн. наук

(ИМаш УРО РАН, г. Екатеринбург);

В.В. ЧЕРНОМАС, доктор техн. наук, доцент

И.Г. САПЧЕНКО, доктор техн. наук, доцент

О.Н. КОМАРОВ, канд. техн. наук, доцент

(ИМиМ ДВО РАН, г. Комсомольск-на-Амуре)

Статья получена 03 апреля 2013 года

Путилова Е.А. – 620049, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, д. 34,
Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения
Уральского отделения Российской академии наук,
e-mail: tuevaevgenya@mail.ru

Представлены результаты исследования структуры, механических и магнитных свойств металлоизделий из стали 30ГСЮ6, полученных в ходе алюмотермического восстановления из окалина с последующим формообразованием по совмещенной технологии непрерывного литья и горячей обработки металлов давлением. В результате металлографических исследований образцов металлоизделий установлено, что размер зерна увеличивается от контактной поверхности в глубь образца и имеет равноосную форму с неоднородным распределением карбидов по их границам. При проведении механических испытаний образцов установлено, что при одноосном растяжении материал металлоизделия разрушается по хрупкому механизму – относительное удлинение составило 1,5 % при значении временного сопротивления –460 МПа. Определение магнитных свойств образцов показало, что в диапазоне приложенных нормальных напряжений от –100 МПа до 130 МПа коэрцитивная сила, максимальная магнитная проницаемость и остаточная индукция изменяются однозначно, что дает принципиальную возможность для применения методики неразрушающего магнитного контроля для диагностики напряженно-деформированного состояния деталей и элементов конструкций из подобных материалов.

Ключевые слова: металл, полученный алюмотермитным восстановлением, деформация в твердожидком состоянии, структура, механические и магнитные свойства.

Введение

Выбор и разработка того или иного технологического процесса формирования металлоизделий напрямую связаны с их свойствами и экономической эффективностью производства. Наиболее распространенными технологиями получения протяженных фасонных металло-

изделий для нужд машиностроения являются способы получения изделий методами литья и пластического деформирования материала. Однако комплекс свойств, которыми обладают новые сплавы (например, пластические свойства – для технологий обработки металлов давлением; жидкотекучесть и склонность к ликвации – для технологий литейного производства) не всегда

* Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ 13-01-00732, совместного проекта УРО РАН и ДВО РАН № 12-С-1-1016 и № 12-II-УО-03-005, а также гранта ДВО РАН №12-I-П26-02.

соответствуют требованиям традиционных технологий формообразования протяженных металлоизделий, что является сдерживающим фактором в их широком применении.

Поиск способов формирования металлоизделий методами пластического деформирования таких сплавов и повышение эффективности существующих в мировой практике ведется по нескольким направлениям, среди которых можно выделить формирование изделий из материалов в твердожидком состоянии (SSM-технологии). Однако данная технология имеет ограничения, обусловленные принадлежностью к изготовлению металлоизделий ограниченных размеров [1, 2].

В Институте машиноведения и металлургии ДВО РАН проводятся работы по разработке новых технологий получения конструкционных материалов и способов формирования металлоизделий из этих материалов. Сущность новой технологии получения конструкционных сплавов заключается в высокотемпературном алюмотермическом восстановлении железа из окалины с добавлением компонентов, лигатур и добавок с последующим кавитационным перемешиванием расплава для усреднения его химического состава [3]. Для формирования протяженных металлоизделий в твердожидком состоянии разработана технология, позволяющая совместить в одном устройстве непрерывную разливку и деформирование металла в профиль заданного поперечного сечения [4].

Для оценки качества металлоизделий и устойчивости процессов их формообразования актуальными становятся задачи исследования структуры и свойств полученных изделий, а также разработка неразрушающих методов диагностики их состояния.

Целью данной работы являлось исследование структуры и физико-механических свойств полосы из стали 30ГСЮ6, изготовленной по совмещенной технологии непрерывного литья и деформации металла, восстановленного из окалины методом алюмотермии.

1. Методика проведения исследований

Заливку расплавленного металла, полученного алюмотермическим восстановлением из окалины и имеющего температуру 1800 °С, производили из раздаточного стопорного ковша-дозатора емкостью 0,005 м³ в водоохлаждаемый подвижный кристаллизатор, изготовленный из стали 45. На рабочие поверхности кристаллизатора наносили специальное противопопригарное покрытие (паста «Политерм 1400») толщиной 0,8...1 мм. Расплавленный металл, химический состав которого соответствует стали 30ГСЮ6 и приведен в табл. 1, затвердевает и одновременно деформируется в кристаллизаторе устройства вертикального литья и деформации металла (УВЛДМ), формируя заготовку (металлоизделие) в виде стальной полосы поперечного сечения 60×5 мм. При этом степень обжатия заготовки в калибрующей части кристаллизатора составляла 0,6. В процессе разливки стали в кристаллизатор температура вблизи его рабочей поверхности (на расстоянии 4 мм от рабочей поверхности) не превышала 120 °С. Согласно расчетам температура деформирования стали в кристаллизаторе УВЛДМ была близка к температуре солидуса данного сплава.

Охлаждение металлоизделия до комнатной температуры происходило на воздухе без принудительного охлаждения. Полученная стальная полоса длиной 470 мм дополнительной термической обработке не подвергалась. Плоские разрывные образцы с головками для исследований были вырезаны из противоположных концов заготовки, соответствующих начальной (образец № 1) и заключительной (образец № 2) стадиям технологического процесса. Различия в структуре и уровне физико-механических свойств образцов двух этих групп может быть обусловлено только различной величиной температуры деформации металла из-за прогрева рабочих поверхностей кристаллизатора при литье и прокатке. По нашим оценкам, эта разница температур не превышала 70...100 °С.

Таблица 1

Химический состав исследованной стали

C, %	Si, %	Mn, %	P, %	S, %	Cr, %	Ni, %	Mo, %	Al, %	Cu, %	Co, %
0,28	0,59	0,74	0,02	0,009	0,06	0,10	0,20	>2,5	0,3	0,01

Определение механических характеристик материала и построение диаграммы напряжение–деформация проводили по результатам испытания на одноосное растяжение при непрерывном нагружении на испытательной машине Instron 8801.

С целью исследования влияния приложенных нормальных напряжений на магнитные свойства исследуемой стали образцы подвергали упругопластическому деформированию по схеме одноосного растяжения-сжатия с одновременной регистрацией магнитных характеристик материала. Деформацию образцов определяли бесконтактно при помощи видеоэкстензометра. Деформация образцов на i -м шаге деформирования растяжением определяли как

$$\varepsilon_i = \ln(l_i / l_0), \quad (1)$$

где l_0 – начальная длина рабочей части образца; l_i – длина рабочей части образца после i -го шага нагружения.

Исследование влияния нормальных напряжений на магнитные характеристики проводили при комнатной температуре на универсальной испытательной машине с максимальным усилием растяжения 50 кН. По достижении определенной степени деформации процесс нагружения приостанавливали, и при помощи магнитно-измерительного комплекса Remagraph C-500 регистрировали петли магнитного гистерезиса. Магнитные измерения проводили в замкнутой магнитной цепи по схеме пермеаметра. Магнитное поле напряженностью до 50 кА/м прикладывали вдоль оси образца. Из петель магнитного гистерезиса определяли значения коэрцитивной силы H_c , остаточной индукции B_r и намагниченности в максимальном приложенном поле $\mu_0 M_{\max}$ ($\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7}$ Гн/м – магнитная постоянная). Погрешность измерения поля и индукции не превышала 3 %. Из основной кривой намагничивания определяли максимальную магнитную проницаемость $\mu_{\max}$ и поле максимальной магнитной проницаемости $H(\mu_{\max})$. Перед началом каждого измерения магнитных свойств и по его окончании образец размагничивали. После каждого измерения в нагруженном состоянии проводили снятие нагрузки с образца

и аналогичным образом определялись магнитные характеристики.

Для проведения микроструктурных исследований на поперечном сечении образцов были подготовлены шлифы. Травление шлифов проводили в 4 %-м спиртовом растворе азотной кислоты. Микроструктуру исследовали при помощи оптического микроскопа Neophot 21. Микротвердость HV образцов в поперечном сечении определяли на микротвердомере Leica при нагрузке на индентор 0,1 Н. Фрактографические исследования поверхностей разрушения образцов после испытаний на одноосное растяжение и определение локального химического состава структурных включений проводили при помощи растрового электронного микроскопа Tescan VEGA II XMU с волновой приставкой INCA WAVE 500.

2. Результаты и их обсуждение

Анализ микроструктуры образцов показал, что материал имеет разнотекстурированную структуру с размером зерна от 50 до 270 мкм. Зерна имеют равноосную форму, балл зерна, по ГОСТ 5639-82, составляет 4, местами 3. На рис. 1 представлены полученные при помощи оптической микроскопии фотографии структуры. Видно, что вблизи поверхности образцов зерна имеют меньший размер (балл зерна 3, рис. 1, а, б), чем в сердцевине (балл зерна 4, рис. 1, в, г). По результатам распределения значений микротвердости по поперечному сечению образца установлено, что твердость по сечению меняется незначительно, немного увеличиваясь у поверхностей заготовки. Также из приведенных фотографий видно, что по границам зерен наблюдаются выделения, причем по мере приближения к поверхности образца их количество увеличивается. Измерения микротвердости определили, что твердость этой граничной фазы (HV_{0,01} 514) в полтора раза превышает значения твердости для остального объема металла (HV_{0,01} 330). Локальный химический анализ показал повышенное содержание углерода и меди в этих выделениях. Повышенное содержание углерода и возможное образование карбидов в этих зонах объясняет более высокие значения твердости по сравнению с ферритной основой. Повышенное содержание меди по границам зерен при допустимых значениях ее об-

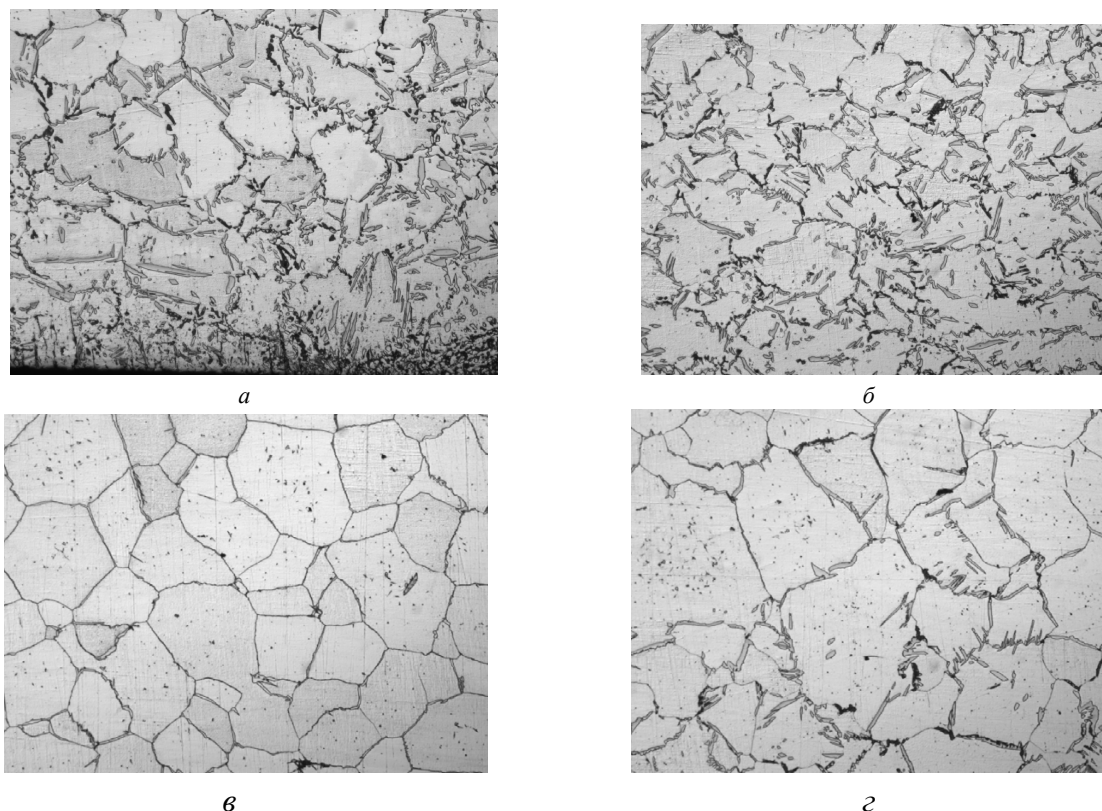


Рис. 1. Микроструктура образцов, полученная после кратковременного травления: увеличение $\times 100$

щего содержания в структуре стали, возможно, объясняется ликвацией химических элементов в процессе изготовления заготовок.

На рис. 2 приведены диаграммы напряжение–деформация двух образцов, вырезанных из противоположных концов заготовки. Диаграммы имеют вид, не характерный для среднеуглеродистых сталей, полученных с помощью традиционных технологий. Такой вид диаграмм приводит к сложностям в определении предела текучести материала. Временное сопротивление

одного образца 440 МПа, второго 480 МПа. Разрушение происходило по хрупкому механизму, о чем свидетельствуют отсутствие шейки (относительное сужение $\psi = 0,58\%$), малая величина относительного удлинения δ после разрушения образцов и характер излома.

В табл. 2 приведены средние значения механических и магнитных свойств стали 30ГСЮ6. Свойства определяли на образцах, вырезанных из начала и конца темплета. Как видно из табл. 2, разница в температуре прокатки этих образцов слабо сказалась на значениях их механических и магнитных характеристик – различие для разных образцов не превышало 10 %.

Таблица 2

Механические и магнитные свойства стали 30ГСЮ6*

σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	HV _{0,01}	H_c , А/см	B_r , Тл	μ_{max}	$\mu_0 M_{max}$, Тл
460	1,3	0,58	330	3,8	0,26	300	1,68

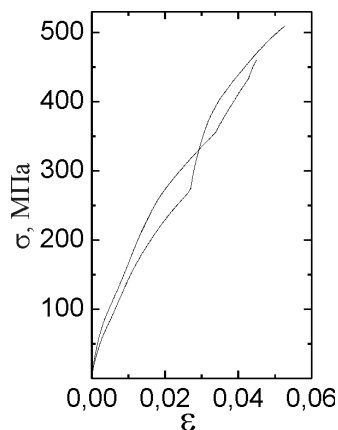


Рис. 2. Диаграммы растяжение–деформация двух образцов исследованного материала

* В таблице приведены усредненные значения по нескольким образцам.

На рис. 3 представлены результаты изменения магнитных характеристик в зависимости от приложенных нормальных напряжений в условиях нагружения. Видно, что представленные магнитные характеристики изменяются неоднозначно. Для коэрцитивной силы и поля максимальной магнитной проницаемости экстремум наблюдается при напряжениях примерно 220 МПа, а для значений остаточной индукции и максимальной магнитной проницаемости – 100...120 МПа.

Экстремумы, наблюдаемые на зависимостях H_c , B_r , $\mu_{\max}$ и $H(\mu_{\max})$ от приложенных напряжений, можно представить как результат действия целого ряда факторов. В частности, растяжение образцов в упругой области приводит к формированию магнитной текстуры напряжений, получившей также название наведенной магнитной анизотропии [5]. На начальном этапе растяже-

ния магнитострикция λ железа и его сплавов положительна [5, 6], соответственно произведение $\sigma\lambda > 0$. Вследствие этого идет образование магнитной текстуры типа “ось легкого намагничивания”, при которой векторы намагниченности выстраиваются преимущественно вдоль направлений легкого намагничивания, т. е. вдоль направления намагничивающего и перемангничивающего поля. Последнее облегчает процессы намагничивания и перемангничивания, и коэрцитивная сила, и поле максимальной магнитной проницаемости, измеренные вдоль направления растяжения, уменьшаются, а максимальная магнитная проницаемость возрастает. Поскольку при этом происходит рост объема доменов, векторы намагниченности которых составляют наименьший угол с направлением нагружения, остаточная индукция, характеризующая распределение магнитных фаз в ферромагнетиках в остаточном намагниченном состоянии, также увеличивается.

При более сильных растягивающих напряжениях магнитострикция железа и его сплавов меняет свой знак [7, 8], так что произведение $\sigma\lambda$ становится отрицательным. При отрицательных значениях магнитострикции в процессе растяжения идет образование текстуры типа “плоскость легкого намагничивания”, при которой энергетически выгодна ориентация вектора спонтанной намагниченности перпендикулярно оси растяжения и, следовательно, намагничивающему и перемангничивающему полю. Это приводит к затруднению процессов перемангничивания и соответственно повышению коэрцитивной силы и уменьшению величин B_r и $\mu_{\max}$. В результате на кривых $H_c(\sigma)$, $B_r(\sigma)$ и $\mu_{\max}(\sigma)$ формируются экстремумы. Более подробно влияние приложенных упругих напряжений на значения продольной и поперечной магнитострикции среднеуглеродистых сталей рассмотрено в работе [9].

Для изучения особенностей магнитоупругого эффекта было проведено также исследование влияния сжимающих напряжений в упругой области (до –100 МПа) на поведение магнитных характеристик (рис. 3).

При сжатии магнитные моменты ориентируются перпендикулярно направлению приложения нагрузки, так как знаки магнитострикции материала и внешних напряжений не совпадают, и $\sigma\lambda < 0$. Происходит формирование магнитной

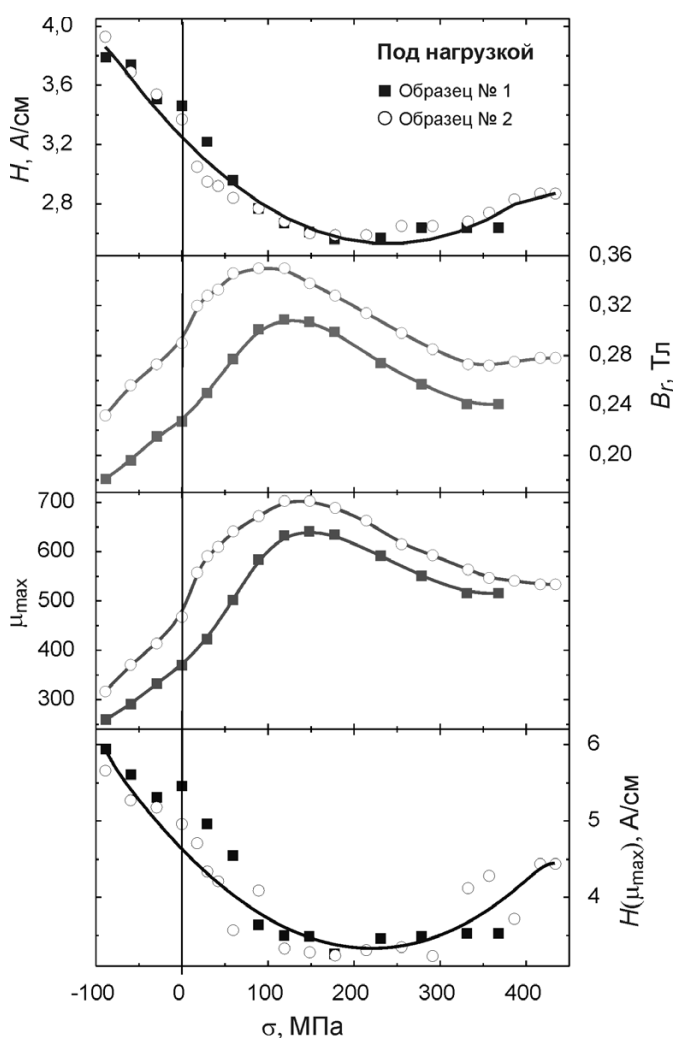


Рис. 3. Зависимости магнитных характеристик от приложенных нормальных напряжений в условиях нагружения

текстуры типа «плоскость легкого намагничивания», которая перпендикулярна продольной оси образца. Значения коэрцитивной силы, измеренной вдоль направления приложения нагрузки, возрастают, а остаточной индукции и максимальной магнитной проницаемости – уменьшаются.

Действие напряжений, достигающих и превышающих предел текучести, приводит к разрушению магнитной текстуры напряжений, и основным фактором, влияющим на коэрцитивную силу в области пластической деформации, является увеличение плотности дислокаций и дислокационных скоплений ($H_c \sim N^{1/2}$, где N – плотность дислокаций [10]). Остаточная индукция и максимальная магнитная проницаемость при этом уменьшаются.

Иногда, как, например, в нашем случае, по диаграмме напряжение–деформация сложно или даже невозможно определить значение предела текучести материала. Измерения магнитных характеристик под нагрузкой и при последующем разгрузении позволяют установить, достигнуты ли напряжения, соответствующие стадии развитой пластической деформации, или же еще нет. В упругой области деформаций после снятия нагрузки значения магнитных характеристик будут оставаться примерно на исходном уровне [11].

На рис. 4 приведены зависимости магнитных характеристик стали 30ГСЮ6 от нормальных напряжений, но после снятия нагрузки. Видно, что приложение нормальных напряжений в области от –100 МПа до 130 МПа не приводит к изменению магнитных характеристик. При увеличении приложенных нагрузок более 130 МПа коэрцитивная сила и поле максимальной магнитной проницаемости изменяются с максимумом в районе 350 МПа, остаточная индукция и максимальная магнитная проницаемость – с минимумом при этих же напряжениях. Можно предположить, что сохранение магнитных свойств на одном уровне до $\sigma = 130$ МПа говорит о том, что измерения проводятся в упругой области деформаций, и после снятия нагрузки материал возвращается в свое исходное состояние. А превышение этих напряжений приводит уже к необратимым изменениям в материале, и мы, достигая значения предела текучести материала, переходим в область развитой пластической деформации.

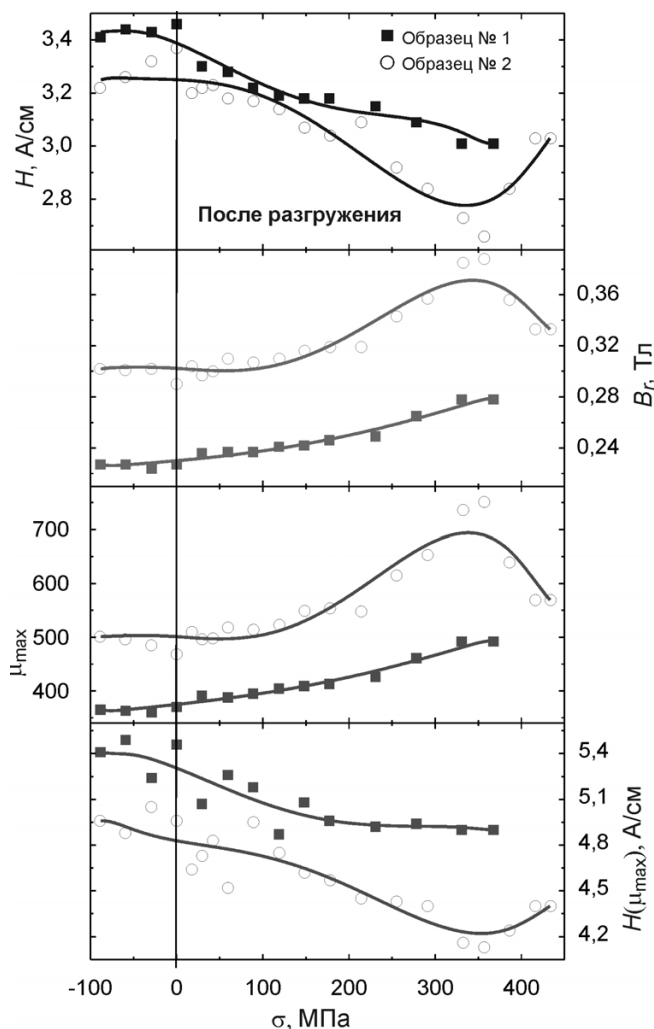


Рис. 4. Зависимости магнитных характеристик от приложенных нормальных напряжений после снятия нагрузки

Закключение

Исследованы структура, определены механические и магнитные свойства заготовок стали 30ГСЮ6, получаемой в ходе алюмотермического процесса по технологии непрерывного литья и горячей обработки металлов давлением. Исследованная сталь имеет крупнозернистую структуру (50...270 мкм) с неоднородным распределением карбидов по границам зерен. Твердость этих выделений в полтора раза превышает значения твердости для остального металла. При одноосном растяжении материал разрушается по хрупкому механизму: относительное удлинение составило всего 1,5 % при значении временного сопротивления – 460 МПа.

В диапазоне приложенных нормальных напряжений от –100 МПа до 130 МПа такие магнитные характеристики, как коэрцитивная сила, мак-

симальная магнитная проницаемость и остаточная индукция, изменяются однозначно, что дает принципиальную возможность для применения методики неразрушающего магнитного контроля для диагностики напряженно-деформированного состояния деталей и элементов конструкций из подобных материалов.

Список литературы

1. Семенов Б.И., Куштаров К.М. Производство изделий из металла в твердожидком состоянии. Новые промышленные технологии. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2010. – 223 с.
2. Современные технологии формообразования в твердожидком состоянии / Б.И. Семенов, Ю.А. Бочаров, К.М. Куштаров, Ю.А. Гладков // Кузнечно-штамповочное производство // Обработка материалов давлением. – 2006. – № 10. – С. 33–43.
3. Сапченко И.Г., Комаров О.Н., Жилин С.Г. Исследование термитных материалов в технологиях получения стальных отливок. – Владивосток: Дальнаука, 2008. – 166 с.
4. Одинокое В.И., Черномас В.В., Ловизин Н.С. Исследование процесса получения металлоизделий из цветных и черных сплавов на установке вертикального литья и деформации металла. – Владивосток: Дальнаука, 2011. – 107 с.

сток: Дальнаука, 2011. – 107 с.

5. Вонсовский С.В., Шур Я.С. Ферромагнетизм. – М.; – Л.: ОГИЗ, 1948. – 816 с.
6. Бозорт Р. Ферромагнетизм. – М.: ИИЛ, 1956. – 784 с.
7. Дунаев Ф.Н. О магнитной текстуре упруго растянутой трансформаторной стали // Известия вузов, сер. Физика. – 1962. – № 1. – С. 151–153.
8. Зайкова В.А., Шур Я.С. О влиянии растяжения на магнитные свойства и кривые магнитоstriction кремнистого железа // ФММ. – 1966. – Т. 21. № 5. – С. 664–673.
9. Влияние магнитоупругого эффекта на гистерезисные свойства среднеуглеродистой стали при одноосном нагружении / Э.С. Горкунов, А.М. Поволоцкая, К.Е. Соловьев, С.М. Задворкин // Научные известия на НТЦМ. – 2010. – № 5(115). – С. 29–35.
10. Kersten M. Über die Bedeutung der Koerzitivkraft // Probleme der Technischen Magnetisierungskurve / Hrsg. R.Becker. B.: Springer, 1938. – S. 42–72.
11. Применение магнитных методов для оценки нагруженности и поврежденности стали для магистральных трубопроводов / Э.С. Горкунов, С.Ю. Митропольская, Д.И. Вичужанин, Е.А. Туева // Физическая мезомеханика. – 2010. – Т. 13. – № 1. – С. 73–82.

Structure and properties of steel 30GSYU6 has been obtained by continuous casting technology combined deformation of the metal in the solid-liquid

¹E.A. Putilova, ¹E.S. Gorkunov, ¹S.M. Zadvorkin, ¹D.I. Vichuzhanin,
²V.V. Chernomas, ²I.G. Sapchenko, ²O.N. Komarov

¹Institute of Machinery and Metallurgy, Metallurgov st., 1,
Komsomolsk-on-Amur, 681005, Russian Federation

²Institute of Engineering Science, st. Komsomol'skaja, 34,
Yekaterinburg, 620049, Russian Federation

Abstract

The study results of the structure, mechanical and magnetic properties of hardware item made of steel 30GSYU6 received during aluminothermal reduction of the scale, followed by shaping the combined technology of continuous casting and hot metal forming are presented. By the mean of hardware item samples metallographic study it was found that the grain size increases from the contact surface into the sample and has an equiaxed shape with an inhomogeneous distribution of carbides at their boundaries. Samples mechanical testing showed that the material was destroyed by brittle metal mechanism during uniaxial tensile - the elongation was 1.5 % at the value of tensile strength - 460 MPa.

Determination of the magnetic properties of the samples showed that the range of the applied normal stress of –100 to 130 MPa coercive force, maximum magnetic permeability and remanence change unequivocally, that gives the principal possibility of using the technique for non-destructive magnetic testing for the diagnosis of stress-strain state of parts and structures of these materials.

Keywords: metal has been obtained aluminothermal recovery, deformation in a solid-liquid state, structure, mechanical and magnetic properties.

References

1. Semenov B.I., Kushtarov K.M. *Proizvodstvo izdelij iz metalla v tverdozhidkom sostojanii. Novye promyshlennye tehnologii* (Manufacture of metal fabric in the solid-liquid state. New industrial technology). Moscow, Bauman Moscow State Technical University, 2010. 223 p.
2. Semenov B.I., Bocharov Ju.A., Kushtarov K.M., Gladkov Ju.A. *Kuznechno-shtampovocnoe proizvodstvo. Obrabotka materialov davleniem*, 2006, no. 10, pp. 33-43.
3. Sapchenko I.G., Komarov O.N., Zhilin S.G. *Issledovanie termitnyh materialov v tehnologijah poluchenija stal'nyh otlivok* (Thermite materials analysis in steel castings technology). Vladivostok, Dal'nauka, 2008. 166 p.
4. Odinkov V.I., Chernomas V.V., Lovizin N.S. *Issledovanie processa poluchenija metalloizdelij iz cvetnyh i chernyh splavov na ustanovke vertikal'nogo lit'ja i deformacii metalla* (Process research of obtaining metal fabric from nonferrous and ferrous alloys casting and installing a vertical deformation of the metal). Vladivostok, Dal'nauka, 2011. 107 p.
5. Vonsovskij S.V., Shur Ja.S. *Ferromagnetizm* (Ferrimagnetism). Moscow – Leningrad, OGIZ, 1948. 816 p.
6. Bozort R. *Ferromagnetizm* (Ferrimagnetism). Moscow, IIL, 1956. 784 p.
7. Dunaev F.N. *Izvestija vuzov, ser. Fizika*. 1962, no. 1, pp. 151-153.
8. Zajkova V.A., Shur Ja.S. *Fizika metallov i metallovedenie*. 1966, vol. 21, no. 5, pp. 664-673.
9. Gorkunov Je.S., Povolockaja A.M., Solov'ev K.E., Zadvorkin S.M. *Nauchni izvestija na NTSM*. 2010, no. 5(115), pp. 29-35.
10. Kersten M. *Probleme der Technischen Magnetisierungskurve*, Hrsg. R.Becker. B.: Springer, 1938. S. 42-72.
11. Gorkunov Je.S., Mitropol'skaja S.Ju., Vichuzhanin D.I., Tueva E.A. *Fizicheskaja mezomehanika*. 2010, vol. 13, no. 1, pp. 73-82.