

4. Газы в цветных металлах и сплавах / Д. Ф. Чернега, О. М. Бялик, Д. Ф. Иванчук и др. – М.: Металлургия, 1982. – 176 с.
5. Антонова М. М. Свойства гидридов металлов: Справочник. – Киев: Наук. думка, 1975. – 128 с.
6. Водород – легирующий элемент алюминиевых сплавов / В. К. Афанасьев, М. В. Попова, А. Н. Прудников и др. // Изв. вузов. Чер. металлургия. – 2005. – № 6. – С. 36-40.
7. Кудь П. Д. Использование стружки и повышение свойств поршневых алюминиевых сплавов: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Киев, 1987. – 25 с.
8. Синявский В. С., Вальков В. Д. Коррозия и защита алюминиевых сплавов. – М.: Металлургия, 1979. – 224 с.

УДК 669.14.018.4:539.374

Ю. Я. Скок

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ПОВЫШЕНИЕ ДЕФОРМИРУЕМОСТИ ТРУДНОДЕФОРМИРУЕМОЙ СТАЛИ 20Х23Н18 МИКРОЛЕГИРОВАНИЕМ*

На примере труднодеформируемой стали 20Х23Н18 показана возможность повышения деформируемости нержавеющей стали методом микролегирования комплексом элементов: бором, РЗМ, кальцием, титаном и ванадием.

Ключевые слова: микролегирование, микролегирующий элемент, пластичность, деформируемость.

На прикладі труднодеформованої сталі 20Х23Н18 показана можливість підвищення деформованості нержавіючих сталей методом мікролегуювання комплексом елементів: бором, РЗМ, кальцієм, титаном і ванадієм.

Ключові слова: мікролегуювання, мікролегуєуючий елемент, пластичність, деформованість.

By the example of steel 20Cr23Ni18 is shown the possibility of increasing the deformability of stainless billets using microalloying by system of elements – boron, RE, calcium, titanium and vanadium.

Keywords: microalloying, microalloying element, ductility, deformability.

Сталь 20Х23Н18 (ЭИ417 – ГОСТ 5632-72) обладает достаточно высокими жаропрочностью, жаростойкостью, коррозионной стойкостью и поэтому применяется для изготовления деталей, которые эксплуатируются под нагрузкой при температурах до 1000 °С. Существенным недостатком стали этого типа является низкая технологическая пластичность (деформируемость) при ковке слитков и прокатке заготовок. Деформируемость стали обычно оценивают по качеству поверхности заготовок после пластической деформации по количеству и характеру поверхностных дефектов [1].

*В работе принимали участие А. Г. Ковалев, З. Л. Козлова

Ю. М. Чижиков [2] сделал попытку провести количественную оценку деформируемости по результатам прокатываемости заготовок на клин. Величина пластичности $\varepsilon = (H-h)$, где H и h – толщина полосы до и после прокатки. По величине этой характеристики металлы и сплавы могут быть разделены на пять категорий: наивысшая пластичность ($\varepsilon = 0,8-1,0$); высокая ($\varepsilon = 0,6-0,8$); средняя ($\varepsilon = 0,4-0,6$); пониженная ($\varepsilon = 0,2-0,4$); низкая ($\varepsilon \leq$ – технически нековкие металлы). Однако в производственных условиях не всегда придерживаются этих критериев [3].

Оптимизация химического состава стали 20Х23Н18 в пределах марочного не привела к существенному повышению деформируемости заготовок. Однако, имеются сведения о том, что увеличение содержания углерода и никеля в этой марке стали повышает ее пластичность [3].

М. Я. Дзугутов [4] все случаи пониженной пластичности высоколегированных сталей и сплавов при высоких температурах подразделяет на четыре вида: первые три вида связаны с химическим свойством и структурой сплавов, четвертый вид пониженной пластичности (ПП4) обусловлен уменьшением межкристаллитной связи при температурах горячей пластической деформации, а также присутствием легкоплавких примесей цветных металлов (свинец и др.).

Многочисленные эксперименты по повышению деформируемости слитков из стали 20Х23Н18 методом микролегирования РЗМ на разных заводах не дали однозначных положительных результатов [3]. Это можно объяснить несовершенством методов введения РЗМ в жидкий металл, нестабильным и высоким их угаром [5]. Положительные результаты улучшения деформируемости стали 20Х23Н18 были получены при микролегировании ее бором с расчетом на 0,002-0,003 %мас. [3, 6, 7]. Применение ступенчатого нагрева слитков перед прокаткой (нагрев до 1200-1220 °С, выдержка 4 ч, затем повышение температуры до 1260-1270 °С и 4 ч томление) позволило в 5-10 раз увеличить количество раскатов с чистой поверхностью [3].

Исследования [8] показали, что комплексным микролегированием можно существенно повысить пластические свойства труднодеформируемой стали при высоких температурах.

Цель данного исследования – проверка возможности повышения технологичности стали 20Х23Н18 методом комплексного микролегирования в производственных условиях ЗАО «Невский завод».

Опытно-промышленные плавки стали 20Х23Н18 проводили в основной электродуговой печи ДСП-12Н вместимостью 16 т жидкого металла. Сталь выплавляли путем переплава отходов малоуглеродистых высоколегированных марок сталей, за 5-7 мин перед выпуском плавок шлак раскисляли смесью алюминиевого порошка (1 кг/т) и извести (1 кг/т) и на штанге вводили первичный кусковой алюминий (0,5 кг/т).

Микролегирование стали ванадием проводили в печи из расчета на 0,1 %. В ковше сталь микролегировали титаном из расчета на 0,05 %, бором – 0,004 % и лигатурой ФС30РЗМ20 – 1,5 кг/т. Ферротитан вводили на дно ковша и засыпали алюминиевым порошком из расчета 1,0-1,2 кг/т. При выпуске металла за счет регулирования наклона печи первую половину плавки выпускали с минимальным количеством шлака. При наполнении ковша примерно на 1/3 высоты под струю вводили лигатуру РЗМ, которая дополнительно содержала в себе алюминий (7-8 %) и кальций (8-10 %). Всего было выплавлено четыре плавки микролегированной стали, их химический состав по основным элементам находился в пределах марки стали 20Х23Н18. Содержание микролегирующих элементов было следующим (%мас.): ванадий – 0,096-0,12; титан – 0,02-0,03; бор – 0,002-0,004; РЗМ – 0,02-0,04; кальций – 0,02-0,005.

Исследование структуры литой стали 20Х23Н18 проводили на слитках массой по 25 кг, разлитой фракционно из базовой плавки 180-200 кг и микролегированной в раздаточных ковшах. Исследования показали, что слитки массой 25 кг представляют

собой адекватную модель промышленных слитков, потому что в них выявляются все те же характерные структурные зоны, что и в слитках большой массы.

При травлении слитков нержавеющей стали аустенитного класса обычно выявляется кристаллитная структура, которая является вторичной (грануляционной) по отношению к первичной (дендритной), формируется она после полного затвердевания стали при температуре на 100-200 °С ниже солидуса в результате развития процессов полигонизации и рекристаллизации [10, 11].

В центральной зоне исследованных слитков стали 20X23H18 выявили глобулярную структуру шириной 20-30 мм. Протяженность зоны транскристаллизации L определяли составом, физическими константами стали и теплофизическими условиями ее охлаждения после кристаллизации, она может быть представлена следующей зависимостью:

$$L = AK \frac{VG\lambda}{T_l - T_c}, \quad (1)$$

где A – коэффициент; K – коэффициент затвердевания, мм/мин^{-1/2}; V – скорость роста кристаллов, мм/мин; G – температурный градиент в слитке, К/мм; λ – теплопроводность твердой стали, Вт/(м·К); T_l и T_c – температура ликвидуса и солидуса соответственно, К.

Среднюю ширину транскристаллитов d можно определить следующим выражением [12]:

$$d = K \frac{(T_l - T_c)VF}{\lambda}. \quad (2)$$

Транскристаллиты в слитках были сориентированы в направлении отвода тепла.

С целью уменьшения содержания оксидов и карбонитридов в стали, предотвращения затягивания стаканов в промежуточных воронках их диаметр был увеличен на 5 мм, это было предусмотрено технологией для данной массы слитка, то есть микролегированную сталь разливали с увеличенными скоростями. При этом отливали слитки массой 1,8; 2,7 и 3, 5 (всего было отлито 24 слитка микролегированной стали). Все слитки передавали в кузнечный цех под термосом в нагревательные газовые печи горячим всадом.

Слитки нагревали до температуры 1180-1200 °С и после выдержки в течение 4-5 ч проводили биллетирование их на круг \varnothing 450x800 и 450x400 мм. Заготовки нагревали до 1180 °С в течение 4 ч и проводили осадку до высоты 160 мм и прошивку отверстия \varnothing 300 мм. Операция осадки является наиболее неблагоприятной с точки зрения возможности образования разрывов и трещин. Из четырех плавок микролегированной стали 20X23H18 было изготовлено 64 заготовки колец. Одна заготовка \varnothing 450x800 мм была забракована из-за образования трещины глубиной 80 и длиной 120 мм на боковой поверхности кольца. Остальные заготовки имели относительно чистую поверхность или с трещинами глубиной до 8 мм, которые удаляли огневой или механической зачисткой. Таким образом из 64 заготовок производили 63 годных кольца и одно забраковали. При сравнении с аналогичными деталями из контрольной стали брак снизился в 8-12 раз.

Из зоны трещин забракованной детали был отобран металл для изучения структуры и характера разрушения. В трещине визуально четко выявили типичное межкристаллитное разрушение, потому что отколы проходили по границам кристаллитов литой структуры, аналогичные результаты описаны в работе [8]. На рис. 1 приведена микроструктура стали 20X23H18 вблизи разрывины послековки кольца. Микроструктуру выявили электролитическим травлением шлифа в водном растворе щавелевой

кислоты. Трещины, которые образовались при ковке слитков, проходят чаще всего по границам зерен. Когда трещина развивается, она может проходить как по границам, так и телу зерна.

Выборочное травление на карбид в реактиве Гросбека, Вилелла и цветное окрашивание в реактиве NaOH + K₂MnO₄ подтвердило, что на границах зерен микроструктуры выделяются карбиды хрома Cr₂₃C₆ (рис. 2). Карбонитриды располагаются как по объему, так и границам аустенитных зерен. При нагревании стали до 1150 °С карбиды хрома растворяются в аустените объемов зерен, карбонитриды остаются неизменными до температур выше 1300 °С.

Из заготовок колец диаметром 300 мм и высотой 160 мм были откованы пластины толщиной 25 мм для определения механических свойств стали при комнатной и высокой температурах. Механические свойства стали 20Х23Н18 определяли на установке ИМАШ20-75 на пластинчатых образцах сечением 5х5 и 3х3 мм (таблица).

Исследования показали, что микролегированная сталь при комнатной температуре и до 1150 °С имеет несколько более высокую прочность, обусловленную дисперсным упрочнением ее карбонитридами ванадия и титана.

В довольно широком диапазоне температур горячей пластической деформации характеристики пластичности микролегированной стали (δ и ψ) существенно более

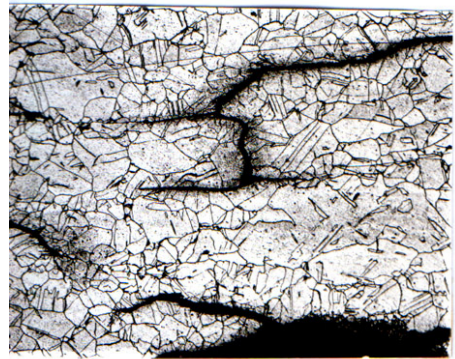


Рис. 1. Трещины в структуре стали 20Х23Н18, х50

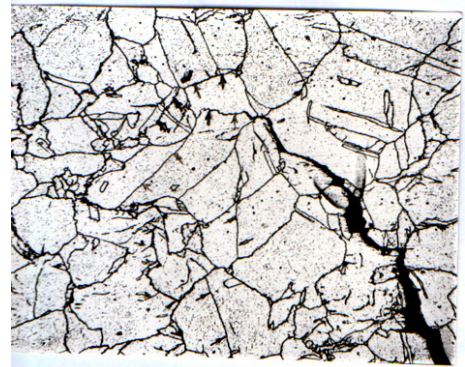


Рис. 2. Панорама развития трещины, х100

Влияние микролегирования на механические свойства стали 20Х23Н18 при комнатной и высоких температурах

Температура, °С	σ_b , МПа	σ , МПа	σ , %	σ , %	KCU, Дж/см ²
20	<u>784</u>	<u>524</u>	<u>58,1</u>	<u>59,6</u>	<u>306</u>
	736	483	46,1	52,4	248
900	<u>184</u>	<u>128</u>	<u>48,6</u>	<u>54,2</u>	<u>238</u>
	152	112	41,2	47,4	206
1000	<u>136</u>	<u>102</u>	<u>52,8</u>	<u>57,4</u>	<u>186</u>
	110	86	43,4	51,2	158
1100	<u>68</u>	<u>54</u>	<u>54,6</u>	<u>59,3</u>	<u>242</u>
	57	48	41,4	45,6	192
1150	<u>52</u>	<u>46</u>	<u>73,2</u>	<u>76,6</u>	<u>176</u>
	44	38	54,4	58,4	134
1200	<u>31</u>	<u>27</u>	<u>82,6</u>	<u>78,7</u>	<u>127</u>
	28	25	61,3	63,4	78
1250	<u>25</u>	<u>23</u>	<u>51,5</u>	<u>52,4</u>	<u>52</u>
	23	21	48,3	44,2	43
1300	<u>16</u>	<u>12</u>	<u>42,2</u>	<u>46,1</u>	-
	14	11	24,2	28,1	-

Примечание: числитель – микролегированная сталь; знаменатель – контрольная сталь

высокие, чем контрольной (1250-1100 °С). В этом температурном интервале следует проводить горячую деформацию с максимальными степенями обжатия.

В некоторых случаях в качестве критерия деформируемости сталей используют ударную вязкость [4]. Однако последняя не может служить надежным критерием деформируемости заготовок, потому что ее величина зависит как от пластичности, так и прочности стали. В зоне максимальной пластичности ударная вязкость существенно уменьшается из-за снижения прочности стали (см. таблицу). Такими критериями в первом приближении могут быть характеристики пластичности при растяжении образцов – δ и ψ .

Низкая деформируемость хромоникелевых сталей и сплавов обусловлена их недостаточным раскислением и легкоплавкими примесями, которые образуют жидкие пленки по границам зерен (красноломкость) при температурах горячей деформации [4]. М. И. Виноград [9] считает, что одной из основных причин малой пластичности сплава X20H80 является присутствие в металле кислорода. Наиболее вредными соединениями кислорода могут быть стеклообразные легкоплавкие окислы – SiO и SiO₂. При кристаллизации сплава моноокись кремния на границах кристаллитов образует жидкие пленки или субдисперсные неметаллические включения.

На свойства и характер разрушения стали существенное влияние оказывает состояние границ зерен и, в первую очередь, сегрегация на них вредных примесей. Д. Мак Лин получил следующее выражение для оценки сегрегации примесей на границах зерен [10]:

$$C_{\text{гр}} = \frac{AC \exp(Q/RT)}{1 + C \exp(Q/RT)}, \quad (3)$$

где $C_{\text{гр}}$ и C – концентрация примеси на границе и в объеме зерен соответственно; A – постоянная; Q – теплота адсорбции; R – постоянная Больцмана; T – абсолютная температура.

Обычно содержание примесей на границах зерен оценивают коэффициентом сегрегации $K = B1/x$, где B – постоянная, а x – растворимость примеси или добавки в твердом состоянии. Результаты экспериментов, полученные методом Оже-спектроскопии и спектроскопии вторичных ионов, показывают, что коэффициенты сегрегации серы, фосфора, сурьмы, бора и других элементов в стали могут достигать 10^3 - 10^5 . Как правило, это приводит к хрупкости стали [11]. Для уменьшения сегрегации примесей на границах зерен В. И. Архаров предложил принцип конкурентной поверхностной активности.

На границах зерен металлов и сплавов действуют растягивающие напряжения. Принимая во внимание большую разницу в размерах ионов железа и микролегирующих элементов (РЗМ, кальция, бора), следует ожидать, что последние будут выделяться на зернограницных дислокациях и, в первую очередь, в местах наименьшего совпадения атомов, тем самым уменьшая сегрегацию на границах зерен вредных элементов (например, атомов цветных металлов). Согласно Р. Л. Флейшеру [12], энергию взаимодействия такого типа можно выразить следующей формулой:

$$U = \frac{G\varepsilon v^2 R^3}{C\pi r^2}, \quad (4)$$

где G – модуль сдвига; ε – относительная разница модулей упругости растворителя и растворенного вещества; v – вектор Бюргерса; C и R – атомная концентрация и радиус растворенного вещества соответственно, расстояние между дислокацией и атомом примеси.

Таким образом, снижение загрязненности границ зерен избыточными фазами и уменьшение на них сегрегации вредных примесей комплексным микролегированием повышает пластичность стали при высоких температурах, а также деформируемость заготовок из труднодеформируемых сплавов.

Выводы

Малая деформируемость стали 20Х23Н18 при высоких температурах обусловлена высокой загрязненностью границ зерен избыточными фазами и сегрегацией на них легкоплавких примесей.

За счет конкурентной поверхностной активности микролегирующих элементов (кальция, РЗМ, бора) существенно нейтрализуется действие вредных примесей и повышается пластичность стали в широком диапазоне температур.

Микролегирование комплексом элементов (бором, РЗМ, кальцием, титаном и ванадием) позволяет в значительной мере решить проблему деформируемости труднодеформируемых аустенитных сталей типа Х23Н18.



Список литературы

1. Колмогоров В. Л., Богатов А. А., Мигачев Б. А. Пластичность и разрушение. – М.: Металлургия, 1977. – 336 с.
2. Чижиков Ю. М. Прокатываемость стали и сплавов. – М.: Металлургия, 1961. – 452 с.
3. Булат С. И., Тихонов А. С., Дубровин А. К. Деформируемость структурно неоднородных сталей и сплавов. – М.: Металлургия, 1975. – 352 с.
4. Дзугутов М. Я. Пластическая деформация высоколегированных сталей и сплавов. – М.: Металлургия, 1977. – 480 с.
5. Скок Ю. Я., Ефимов В. А. Способы введения раскислителей и модификаторов в жидкую сталь: Обзорная информация. Сер. Сталеплавильное производство. – М.: Черметинформация, 1985. – Вып. 1. – 65 с.
6. Мухина М. А., Комельков Е. М., Комиссаров А. И. Прокатка слитков труднодеформируемых сталей на блюмингах // Сталь. – 1986. – № 1. – С. 55-57.
7. Подобедова Н. В., Остапенко В. П., Рабинович А. В. Повышение горячей пластичности литой стали типа Х23Н18 // Там же. – 1986. – № 5. – С. 81-84.
8. Скок Ю. Я. Підвищення пластичності важкодеформівних сталей аустенітного класу // Металознавство та обробка металів. – 2005. – № 1. – С. 3-9
9. Виноград М. И. Включения в стали и ее свойства. – М.: Металлургиздат, 1963. – 252 с.
10. Мак Лин Д. Границы в металлах. – М.: Металлургиздат, 1960. – 321 с.
11. Бокштейн Б. С., Копецкий Ч. В., Швиндлерман Л. С. Термодинамика и кинетика границ зерен в металлах. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
12. Fleisher R. L. // Acta Metalurgica. – 1963. – № 11. – P. 203-211.

Поступила 16.11.2011