

ПОВЫШЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ ЛИТЫХ СТАЛЕЙ

Рассмотрена задача эффекта получения высокопрочных экономнолегированных низкоуглеродистых сталей на примере использования нового типа модификаторов. В результате анализа теоретических предпосылок авторы доказывают возможность получения комплекса свойств, присущих легированным среднеуглеродистым сталям, на низкоуглеродистых сталях в случае применения нового модификатора, а так же применения закалки из межкритического интервала температур (МКИ).

Ключевые слова: экономнолегированная, низкоуглеродистая, среднеуглеродистая сталь, комплекс свойств, межкритический интервал температур (МКИ).

Экономнолегированные литые стали широко применяются в современном машиностроении. Однако по основному показателю механической прочности – пределу текучести они существенно уступают среднелегированным сталям. Известно, что именно по этому показателю проводятся конструктивные расчеты на прочность деталей машин.

Важными показателями механических свойств являются также относительное удлинение, относительное сужение и ударная вязкость. По этим показателям экономнолегированные стали также уступают среднелегированным.

Среднелегированные стали содержат такие легирующие элементы, как никель, ванадий, молибден, стоимость которых постоянно возрастает. Следовательно, повышение физико-механических свойств экономнолегированных сталей до уровня некоторых среднелегированных позволит значительно снизить себестоимость ответственных деталей машин.

Теоретическую прочность металлических конструкционных материалов можно определить по следующей формуле [1]:

$$\sigma_{сд} = \frac{a}{b} \times \frac{G}{2\pi}, \quad (1)$$

где G – модуль сдвига;

a – межатомное расстояние в направлении скольжения;

b – межплоскостное расстояние.

Для данного класса материалов модули сдвига G или упругости E определяются силами межатомных связей, что характеризует жесткость материалов основы. Чистое железо и высокопрочная легированная сталь имеют практически одинаковые значения $E = 2 \cdot 10^7$ МПа и $G = 0,8 \cdot 10^7$ МПа [2]. Следовательно, потенциальные возможности повышения прочности экономнолегированных сталей не меньше, чем у среднелегированных.

Причиной снижения на несколько порядков предела прочности и текучести по сравнению с теоретическими значениями является наличие дислокаций [3]. Следовательно, повышение прочности металлических материалов может быть достигнуто только двумя путями: получением совершенных бездефектных кристаллов или торможением движения дислокаций методами создания препятствий. В настоящее время отсутствуют технологии, позволяющие получить бездислокационные стальные отливки. Поэтому основным направлением повышения предела текучести литой стали является контролируемое торможение движения дислокаций.

Структура литых сплавов как сложная иерархическая система

В общем, структуру сплавов необходимо рассматривать как сложную систему, состоящую из иерархии подсистем или уровней. Каждый элемент верхнего уровня состоит из множества элементов более низкого уровня. Элементы смежных уровней отличаются по своей природе, механизмам формирования и размерам (на два-три порядка). Существуют такие уровни структуры: макроструктура, микроструктура, субструктура, мезоструктура, атомная структура.

Макроструктура. Основные структурные элементы уровня – зерна первичной кристаллизации. Размер элементов: 10^{-1} – 10^{-3} м.

Микроструктура. Основные элементы – зерна вторичной кристаллизации. В сплавах, которые не имеют аллотропных преобразований макро- и микроструктуры объединяются в один уровень. Размерность элементов $5 \cdot 10^{-3}$ – 10^{-5} м.

Субструктура. Основные элементы – блоки, которые разграничиваются сосредоточением дислокаций, мелкими выделениями, возникающими в процессе термической обработки. Неметаллические включения находятся в граничной области микро- и субструктуры.

Размерность элементов: 10^{-5} – 10^{-8} м.

Мезоструктура. Основные элементы атомно-кристаллические решетки и фрагменты дислокаций кристаллической решетки и другие дефекты твердого металла. Размер элементов: $5 \cdot 10^{-8}$ – $1 \cdot 10^{-10}$ м.

Атомарный уровень. Элементы уровня атомы и их внешняя электронная оболочка. Размер элементов: 10^{-10} – 10^{-13} м.

В качестве объекта исследования выбрана хорошо зарекомендовавшая себя и широко распространённая марка стали 20ХГСЛ. На атомном уровне предполагается дополнительное легирование стали специальными легирующими добавками, что не целесообразно с экономической точки зрения. На уровне мезоструктуры упрочнение достигается обработкой давлением, для литых деталей такой метод упрочнения ограниченно применим, и требует дополнительного сложного оборудования. На уровне субструктуры возможно увеличение удельной зернограничной площади, и управление неметаллическими включениями. На уровне микроструктуры повышение прочности можно достичь за счет благоприятной формы размеров структурных составляющих. На уровне макроструктуры существенное влияние на прочность оказывает размер литого зерна. Из вышеизложенного следует, что целесообразно на свойства литой стали воздействовать на трех иерархических уровнях, субструктура, микроструктура и макроструктура. Процесс формирования макроструктуры и субструктуры целесообразно проводить в жидком металле с фиксацией при последующей кристаллизации. Для улучшения микроструктуры необходимо подобрать рациональный режим термической обработки. Термообработку опытного варианта проводили из межкритической области. Для отработки режимов использовали лабораторную печь, с размещением термопары непосредственно в образце. Опытная сталь подвергалась закалке из межкритического интервала температур (МКИ), выбор температурного режима аустенизации определяли опытным путем на аналогичной стали в работе [2], время аустенизации составляло 1,5 часа. Температура отпуска определена в работе [3], так же определена согласно уравнению регрессии оптимальная точка для ударной вязкости и временного сопротивления. Оптимум свойств соответствовал температуре отпуска $450\text{ }^{\circ}\text{C}$. Металл разливали в формы для стандартных образцов, из которых изготавливались образцы для металлографических исследований и механических испытаний. На уровне субструктуры – необходимо было получить включения глобулярной формы (уменьшение концентраторов напряжений). На уровне макроструктуры необходимо было ввести в расплав центры кристаллизации. В качестве центров кристаллизации использовали дисперсное карбонильное железо (рисунок 1, диаграмма распределения частиц по размерным группам – рисунок 2). Преимуществом карбонильного железа, по сравнению с неметаллическими инокуляторами (TiN и т. д.) являет-

ся изогипная кристаллическая решетка. Механизм воздействия на кристаллизацию предполагается следующий – вначале вокруг частицы идет локальное охлаждение расплава, по мере прогрева начинается процесс растворения поверхностного слоя частиц. Одновременно происходит охлаждение общей массы расплава. При достижении температуры солидуса в расплаве должно оставаться достаточное количество частиц карбонильного железа для инициирования процесса кристаллизации из этих центров. В виду скоротечности процессов кристаллизации для успешного модифицирования необходим комплексный модификатор. В данном случае – карбонильное железо, в смеси с порошком силикокальция, размещенное в алюминиевой капсуле.

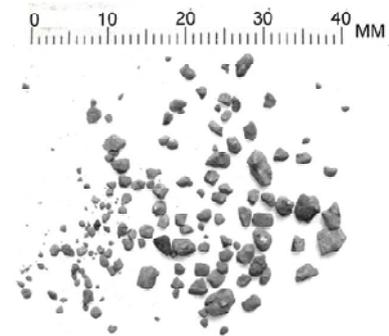


Рис. 1. Дисперсное карбонильное железо

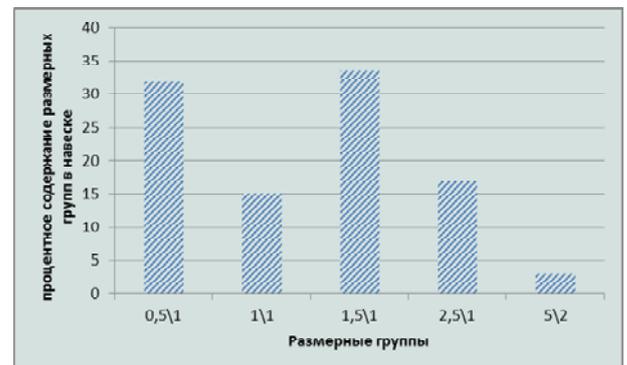
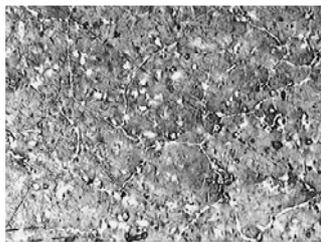
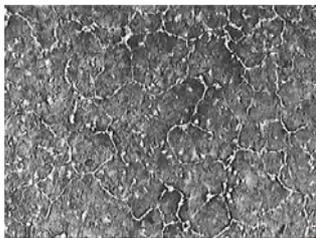


Рис. 2. Диаграмма распределения частиц карбонильного железа по размерным группам

Исследовали макроструктуру образцов стали 20ХГСЛ опытного и сравнительного варианта. Исследование микроструктуры проводили на световых микроскопах, оснащенных цифровыми фото- и видеокамерами, субструктуры – на трансмиссионном электронном микроскопе. Травление на макроструктуру проводили в 4 % спиртовом растворе HNO_3 . На рисунке 1 представлена макроструктура. Методами количественной металлографии установили, что средний размер литого зерна опытного варианта в 3 раза меньше металла, выплавленного по традиционной технологии.



a



б

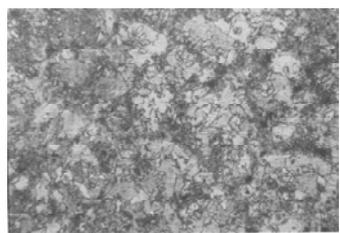
Рис. 3. Макроструктура стали 20ХГСЛ:

a – стандартная технология, *б* – опытный вариант

Микроструктура стали 20ХГСЛ (традиционный вариант) после термообработки. Литой образец (рисунок 4, *a*). Для термообработанного образца из МКИ характерна структура отпущенного мартенсита, расположенного в междоусьях дендритов, скопления ферритных зерен наблюдаются в осях дендритов. Отпущенный мартенсит оконтуривает ферритные зерна. Содержание мартенсита около 10 % (рисунок 4, *б*).



a



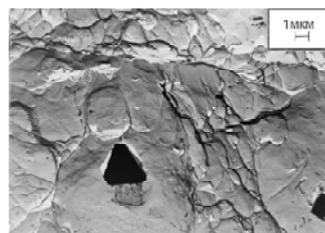
б

Рис. 4. Микроструктура стали 20ХГСЛ по традиционной технологии:

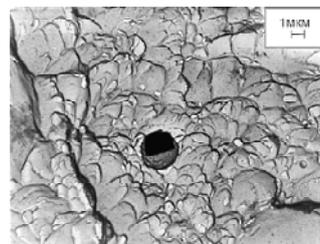
a – литая микроструктура, *б* – микроструктура после термообработки

Неметаллические включения. Все включения очень мелкие с размерами в 1–1,5 мкм. Распределяются в структуре металла сравнительно равномерно, иногда образуют небольшие скопления. Характерной особенностью таких НВ является то, что они располагаются в теле зерна и не обнаруживаются по границам струк-

турных составляющих сплава. Проведенное исследование показало, что в составе НВ отсутствуют остроугольные, четко ограниченные кристаллы, образующиеся обычно в жидком металле, все исследованные включения дисперсные, имеют несовершенную глобулярную кристаллическую форму и равномерно распределены в структуре металла. Взаимосвязь фазового состава, морфологии и топографии включений свидетельствуют о том, что они образуются в период кристаллизации и охлаждения металла, образования структурных составляющих и являются неотъемлемой частью структуры металла. Это согласуется с общими представлениями условий кристаллизации сплавов. Исследовали микроизломы образцов после испытаний на ударный изгиб. Микроизлом стали 20ХГСЛ, выплавленной по традиционной технологии (раскисление алюминием) представлял собой чередование участков вязкого ямочного излома и фрагментов хрупкого микроизлома, окружающих остроугольные неметаллические включения (рис. 5, *a*). Микроизлом опытного металла был вязким, ямочным, в изломе встречались дезориентированные глобулярные неметаллические включения гетерогенного происхождения, вокруг которых отсутствовали локальные зоны разрушения (рис. 5, *б*).



a



б

Рис. 5. Микроизломы стали 20ХГСЛ:

a – сталь, выплавленная по традиционной технологии (раскисление алюминием);
б – сталь опытного варианта (комплексное модифицирование)

Механические испытания опытного варианта стали 20ХГСАЛМ в сравнении с выбранной в качестве эталона среднелегированной сталью 202ХН3А и сталью 20ХГСАЛ, выплавленных по традиционным технологиям, приведены в таблице 1.

Из таблицы 1 видно, что сталь опытного варианта значительно превосходила по механическим свойствам сталь обработанную по традиционной технологии. Образец 3 против образца 2.

Таблиця 1 – Механические свойства группы легированных сталей

	Марка стали	Твердость, НV	Предел прочности, σ_b , МПа	Предел текучести, σ_T , МПа	Ударная вязкость, Дж/см ²
1	20ХН3А	276	930	735	69
2	20ХГСАЛ	245	780	640	59
3	20ХГСАЛМ	420	1350	1096	62
4	20ХГСАЛ	300	902	693	45

Таблиця 2 – Прогнозирование целесообразности замены среднелегированной стали 20ХН3А модифицированной экономнолегированной сталью 20ХГСАЛМ

Номер частного параметра в ранжированной последовательности	Параметр	Числовые значения параметров		$K_n, P/P_0$	Значения нормированной функции, $\varphi(i)$	Произведения, $\varphi(i) \cdot K_n$	Обобщенный критерий K_1	
		Модифицированная сталь 20ХГСАЛМ	Стандартная сталь 20ХН3А					
1	σ_T , МПа	1096	735	1,5	1,0	1,5		
2	Цена, грн	17675	20785,8	1,18	1,0	1,18		
3	КСУ, МДж/м ²	62	69	1,12	0,75	0,84		
Сумма						2,75	3,52	1,28

Выводы

1. Показаны возможности существенного повышения основных механических свойств литых экономнолегированных сталей.

2. Установлено, что наиболее эффективное воздействие на механические свойства возможно на следующих иерархических уровнях: макроструктуры, микро-структуры и субструктуры. По уровням: макроструктура – измельчение литого зерна, микро-структура – создание оптимальных структурных элементов, суб-структура – управление природой, содержанием неметаллических включений.

3. Указанные воздействия реализованы применением комплексного модификатора.

4. Теоретические предпосылки подтверждены результатами экспериментальных исследований, которые показали возможность замены среднелегированной стали 20ХН3А на экономнолегированную сталь 20ХГСАЛМ, выплавленную по усовершенствованной технологии.

Список литературы

1. Александров А. В. Основы теории упругости и пластичности : учебник для вузов / Александров А. В. – М. : Высшая школа, 1990. – 399 с.
2. Хирт Дж. Теория дислокаций / Хирт Дж., Лоте И. : пер. с англ. – М., 1972. – 600 с.
3. Владимиров В. И. Физическая теория пластичности и прочности : учебное пособие. I часть / Владимиров В. И. – Л. : ЛПИ, 1973. – 120 с.

Одержано 01.12.2015

Бялик Г.А., Мохнач Р.Е., Гонтаренко В.І. Підвищення фізико-механічних властивостей экономнолегованих литих сталей

Розглянуто завдання ефекту отримання високоміцних экономнолегованих низьковуглецевих сталей на прикладі використання нового типу модифікаторів. У результаті аналізу теоретичних передумов автори доводять можливість отримання комплексу властивостей, властивих легованим середньовуглецевим сталям, на низьковуглецевих сталях у разі застосування нового модифікатора, а так само застосування загартування з міжкритичного інтервалу температур (МКІ).

Ключові слова: *економнолегована, низьковуглецева, середньовуглецева сталь, комплекс властивостей, міжкритичний інтервал температур (МКІ).*

Bialik G., Mohnach R., Gontarenko V. Improved physical and mechanical properties of cast economy alloyed steels

The problem to consider the effect of receipt of high durable economy alloyed low-carbon steel on the example of the use of new type of modifiers is studied. As a result of analysis of theoretical pre-conditions authors prove possibility of receipt of complex of properties inherent alloyed middling carbon steel, on Low carbon steel in case of application of new modifier, and similarly applications of tempering from the intercritical interval of temperatures (IIT).

Key words: *high durable economy alloyed, low-carbon steel, complex of properties, intercritical interval of temperatures (IIT).*