

П.Л.Литвиненко, В.И.Спиваков, Е.А.Шпак, В.К.Коваль,  
О.Ф.Клиновая

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СТАЛЕЙ ЗАЭВТЕКТОИДНОГО СОСТАВА ДЛЯ ВАЛКОВ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ

Исследовано влияние основных структурных факторов на износостойкость прокатных валков. Показано, что образующаяся при кристаллизации сталей заэвтектоидного состава химическая и структурная микронеоднородность не устраняется термообработкой, применяемой на практике, и является одной из основных причин склонности стали к образованию трещин, высокой хрупкости, низкой износостойкости. Для литых валков горячей прокатки рекомендована экономнолегированная заэвтектоидная сталь, основа которой состоит из тонкопластинчатого перлита с равномерно распределенными сфероидизированными включениями карбидной фазы.

**прокатные валки, сталь заэвтектоидного состава, структурная микронеоднородность, износостойкость**

**Ведение.** Одним из основных видов сменного инструмента горячей деформации металла, от качества и эксплуатационной стойкости которого во многом зависят технико-экономические показатели работы станов горячей прокатки, качество и, в конечном итоге, себестоимость выпускаемой продукции, являются прокатные валки. В настоящее время на сортопрокатных станах горячей прокатки применяются в основном чугунные, стальные кованые и стальные литые термообработанные валки. Повышение качества прокатных валков является актуальной проблемой.

**Современное состояние вопроса и постановка задачи.** В наиболее жестких условиях эксплуатации в тяжелонагруженных черновых клетях заготовочных и сортопрокатных станов горячей прокатки широкое применение нашли литые термообработанные прокатные валки, изготавливаемые из заэвтектоидной стали типа 150ХНМ (ГОСТ 9487–70), легированной хромом, никелем и молибденом (до 1,5 %; 1,3 % и 0,5 %, соответственно), с содержанием углерода от 1,0 до 2,0 %. По стойкости литые стальные валки превосходят кованые в 2–4 раза, а по стоимости они дешевле кованых в 1,5– 2,0 раза [1,2]. За рубежом такие валки производят Япония, Германия, Россия, с недавнего времени – Китай и другие страны. В странах СНГ (кроме России) производство таких валков широкого распространения не получило, и они покупаются за рубежом.

Известно, что микроструктура стали типа 150ХНМ в рабочем слое бочки валка в исходном (литом) состоянии представляет смесь тонкодисперсного перлита и цементита, располагающегося по границам зерен в виде сетки с участками грубого игольчатого строения. Средняя твердость стали в рабочем слое бочки составляет 300–340 НВ. Структура металла

литых валков из этой стали после термической обработки согласно выше названного ГОСТа «должна состоять из сорбитообразного перлита и наиболее равномерно распределенных избыточных карбидов. Допускается тонкая разорванная сетка из скоагулированных карбидов по границам зерен. Величина зерна должна быть не ниже 5-го балла по ГОСТ 5639—65.» [3]. Получение такой структуры стали является сложной задачей, требующей для своего решения наличия у производителя валков термических агрегатов большой мощности и значительных энергозатрат на термическую обработку валковых отливок. У различных производителей валков из заэвтектоидных сталей типа 150XHM, исходя из условий производства и назначения валков, существенно различаются состав стали, технология и режимы ее термической обработки.

Основным недостатком этой стали в качестве материала для изготовления литых валков является ее склонность к трещинообразованию и пониженные характеристики износа и термостойкости. Имеющиеся литературные данные и большое многообразие применяемых на практике составов сталей для валков горячей прокатки свидетельствуют о том, что одним из резервов повышения эксплуатационной стойкости валков из заэвтектоидной стали является ее комплексное легирование. В большинстве работ с целью повышения стойкости валков, содержащих в своем составе в широких пределах углерод (от 1,3 до 2,3 %), марганец (от 0,2 до 1,2 %), кремний (от 0,3 до 0,9 %), их дополнительно легируют в большом количестве хромом (до 6,0 %), никелем (до 2,5 %), молибденом (до 6,0 %), ниобием (до 3,0 %), вольфрамом (до 4,0 %) [4]. Однако это не всегда является экономически наиболее выгодным из-за высокой дороговизны легирующих элементов. В названных работах недостаточно внимания уделено исследованиям процессов структурообразования, происходящих в сталях типа 150XHM, в том числе при их дополнительном легировании. Вопросы влияния легирования на количественные структурные характеристики заэвтектоидных сталей (изменение величины действительного аустенитного зерна, количества, размеров, распределения в матрице стали карбидной составляющей и др.) остались недостаточно изученными. Некоторые из этих вопросов рассматриваются в настоящем исследовании.

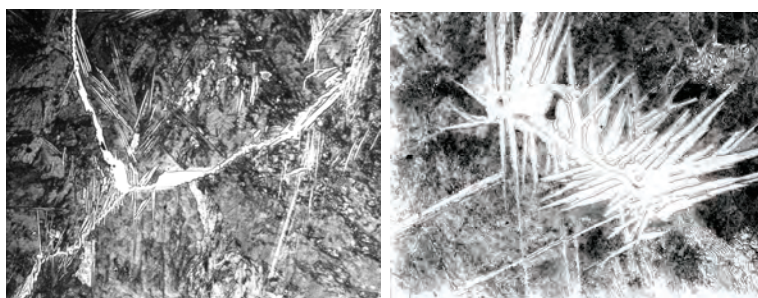
**Целью работы** явилось исследование основных структурных факторов, влияющих на износостойкость заэвтектоидных сталей типа 150XHM, и разработка рекомендаций производителям прокатных валков по выбору стали для изготовления литых валков горячей прокатки высокой стойкости.

Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе NEOFOT-32. Микроструктуру стали выявляли спиртовым раствором азотной кислоты и тепловым травлением шлифов. Износостойкость сталей определяли на кольцевых образцах по схеме «ролик-ролик» в условиях трения качения с проскальзыванием на испытательной машине СМЦ-2. Контроль образцы изготавливали из стали марки У8, подвергнутой за-

калке и отпуску на уровень твердости 400 НВ. Продолжительность испытаний составляла 2 часа при нагрузке 750 Н и скорости вращения 300 об/мин. Износостойкость оценивали по потере веса образцов.

**Изложение основных результатов исследований.** Для установления структурных особенностей, влияющих на износостойкость рабочего слоя валков, исследовали микроструктуру сталей типа 150ХНМ в исходном литом состоянии и структуру рабочего слоя термообработанных промышленных валков производства Магнитогорского металлургического комбината, изготовленных из стали следующего химического состава: углерод – 1,51 %, кремний – 0,34 %, марганец – 0,54 %, хром – 1,07 %, никель – 1,04 %, молибден – 0,20 %.

Исходная структура исследуемой стали показана на рис.1.



а) x100. б) x400.

Рис.1. Исходная (литая) структура серийной стали 150ХНМ (ММК).

Она состоит из перлитной матрицы и вторичного цементита, выделившегося по границам дендритных ветвей и первичных зерен аустенита в виде сетки и в виде грубых пластин, растущих от пограничной сетки внутрь дендритных ветвей (рис. 1.а). В междуветвях дендритов образуются участки эвтектического карбида (рис. 1.б). Вдоль сетки и пластин вторичного карбида образуется ферритная оболочка. В зависимости от скорости охлаждения ниже точки  $A_1$  эвтектоидный аустенит превращается либо в пластинчатый, либо частично в пластинчатый, а частично в зернистый перлит.

Исследования микроструктуры стали после теплового травления образца показали, что перлит и вторичный цементит окрасились в темный цвет, тогда как карбидная фаза в ликвационных участках потравилась слабее (рис.2).

Опыты по нагреву и закалке образцов показали, что при нагреве до температуры 950–1000<sup>0</sup>С сетка и иглы вторичного цементита полностью растворяются в образующемся аустените. Цементитные образования в междуветвях дендритов аустенита не растворяются даже при температуре 1140<sup>0</sup>С. Структура образца, закаленного от температуры 1140<sup>0</sup>С показана на рис.3. Так же видно, что структура стали в осевых участках денд-

ритов – мартенсит, а на периферийных участках, в междуветвиях дендритов – аустенит.

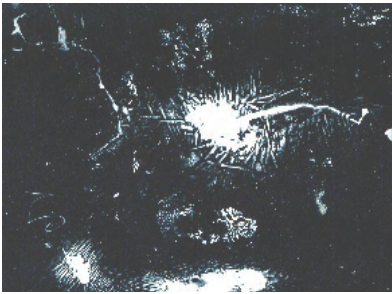


Рис.2. Микроструктура стали 150ХНМ после теплового травления образца; x 100.

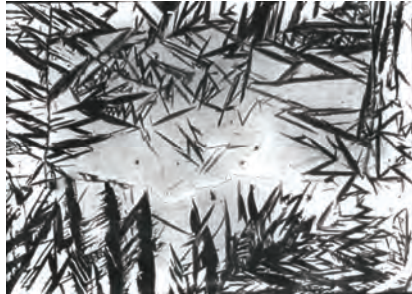


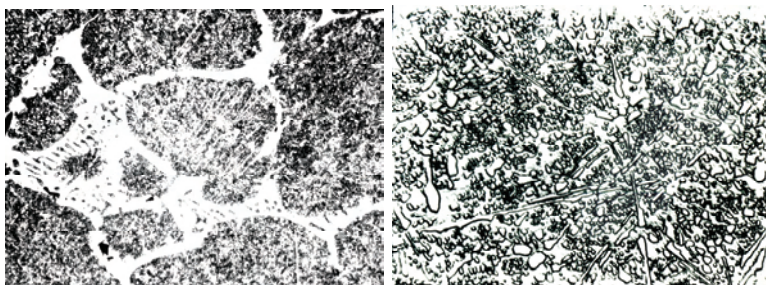
Рис.3. Структура образца, закаленного от температуры 1140 °С; x200.

Эти данные свидетельствуют о том, что аустенит, расположенный на периферийных участках и в междуветвиях дендритов высоколегирован и обладает высокой устойчивостью. При кристаллизации легированной стали происходит значительная дендритная ликвация углерода и легирующих элементов, например, хрома. Так как скорость диффузии атомов хрома значительно меньше скорости диффузии атомов углерода, а силы связи атомов углерода с атомами хрома больше, чем атомов углерода и железа, то диффузия атомов углерода уменьшается, она оказывается связанной с диффузией атомов хрома. В ликвационных участках последние порции жидкости обогащены углеродом до эвтектического состава, и происходит эвтектическая реакция, в результате которой образуется легированный аустенит и эвтектический цементит. При остывании стали вторичный цементит выделился из аустенита на эвтектическом цементите и на границах аустенитных зерен. Дендритная неоднородность по хромю и углероду, образовавшаяся в стали при кристаллизации, практически полностью сохраняется до комнатной температуры и сказывается на особенностях структуры стали. Поэтому при тепловом травлении образца эвтектический легированный цементит остался светлым, а в опыте с нагревом образца он не растворился даже при температуре близкой к эвтектической.

Наблюдаемая структурная неоднородность обуславливает высокую хрупкость, склонность стали к трещинообразованию при остывании, низкие ее пластичность, вязкость, износо- и термостойкость. По этой причине в литом состоянии прокатные валки из заэвтектоидной стали 150ХНМ после низкотемпературного отжига при температуре 500–700 °С ограниченно применяются лишь в слабноагруженных промежуточных и предчистовых клетях станов горячей прокатки. К валкам, предназначен-

ным для работы в тяжелонагруженных черновых клетях, с целью улучшения их структуры и повышения комплекса свойств, применяется многоцикловая, энергоемкая термическая обработка, направленная на изменение формы и более равномерное распределения в структуре стали карбидных фаз.

Микроструктуру стали 150ХНМ после термической обработки (рис.4.) исследовали на образце, вырезанном из валка, обработанного по принятому на ММК режиму после его выхода из эксплуатации. Из рис.4.а видно, что в структуре термообработанного валка наблюдается почти непрерывная карбидная сетка по границам аустенитных зерен, большое количество избыточных карбидов пластинчатого (игольчатого) строения, располагающихся как по границам первичных аустенитных зерен, так и внутри зерна. В междуветвиях дендритов аустенита сохранились не растворившиеся участки эвтектического карбида, и даже грубые участки карбидной эвтектики. Эвтектоидный цементит сфероидизирован (рис.4.б), основу стали составляет феррит.



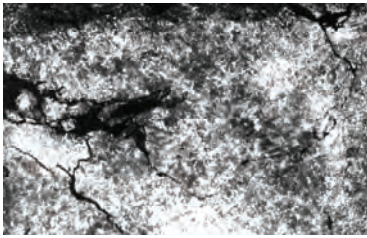
а) x 250. б) x 1600.

Рис.4. Микроструктура стали 150ХНМ после термической обработки.

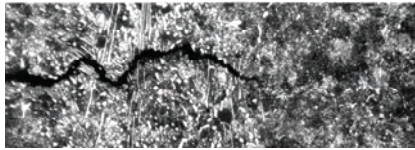
Высокая неравномерность распределения карбидной фазы, наблюдаемая в металлической матрице, выявляется и на рабочей поверхности валка. Микротрещины разгара (рис.5), образующиеся на поверхности при эксплуатации валка, распространяются вглубь рабочего слоя прежде всего по границам аустенитных зерен и междуветвиям дендритов аустенита в участках, содержащих большое количество карбидной фазы. На рис.5а, показана разветвленная по карбидной неоднородности микротрещина, частично замкнутая вокруг группы аустенитных зерен и инициирующая отрыв частицы металла с рабочей поверхности валка при его эксплуатации. Интерес представляет тот факт, что достаточно развитые в карбидной неоднородности трещины (как, например, трещина, показанная на рис. 5б) тормозятся сразу же при переходе в структуру металла с мелким зерном и сфероидизированной, равномерно распределенной по его объему карбидной фазой.

Таким образом, одним из основных структурных факторов, неблаго-

приятно влияющих на трещиностойкость, износо- и термостойкость валковой стали является высокая степень ее структурной микронеоднородности, сохраняющаяся и после термической обработки валков.



а) x 200.



б) x 1600

Рис.5. Трещины разгара, образовавшиеся при эксплуатации в рабочем слое валка; а – трещина инициирует отрыв частицы металла с рабочей поверхности; б – трещина тормозится при переходе в структуру с мелким зерном и сфероидизированной, равномерно распределенной по объему металла карбидной фазой.

Как известно, более высокой износо- и термостойкостью обладают стали с перлитной основой, имеющие мелкое зерно, тонкодисперсное строение перлита и равномерное распределение в своей структуре избыточных фаз [5]. Следует ожидать, что для стали 150ХНМ это может быть достигнуто путем ее дополнительного легирования карбидо- и нитридообразующими элементами, измельчающими зеренную структуру и элементами ослабляющими дендритную ликвацию углерода. В этом случае последующей термической обработкой можно сформировать структуру стали, в основе своей состоящую из тонкопластинчатого перлита и равномерно распределенных включений скоагулированных вторичных карбидных фаз.

Для проверки этого предположения в процессе исследований были выплавлены стали типа 150ХНМ с корректировкой содержания элементов базового химического состава, дополнительно содержащие ванадий и титан до 0,1 и 0,04 %, соответственно, каждого. Исследования показали, что при добавке в стали типа 150ХНМ указанных элементов, исходная зеренная структура измельчается, сетка вторичного цементита, распределяясь по границам более мелких зерен, значительно тоньше, чем в стали 150ХНМ, количество эвтектических карбидов меньше, или они вовсе не образуются (рис. 6а).

На рис.6,б показана микроструктура рекомендуемой стали, термообработанной по режиму, принятому на ММК. При термической обработке вторичные карбиды легко коагулируют и распределяются равномерно по границам мелких аустенитных зерен. Тонкопластинчатое строение перлита формируется при ускоренном охлаждении после гомогенизирующего отжига в процессе термической обработки валковых отливок.

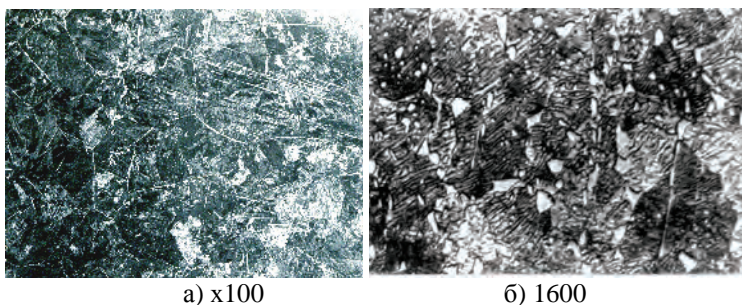


Рис.6. Микроструктура стали типа 150ХНМ, микролегированной ванадием и титаном; а – литая; б – после термической обработки по режиму ММК.

Для проведения сравнительных исследований механических свойств и износостойкости разработанной для прокатных валков и серийной 150ХНМ сталей были изготовлены образцы из темплетов, термообработанных в одинаковых условиях. Результаты механических свойств и износостойкости, как среднее из трех испытаний приведены в таблице.

Таблица. Результаты механических свойств и износостойкости прокатных валков, изготовленных из рекомендуемой и серийной марок стали

Марка стали	Временное сопротивление разрыву, МПа	Ударная вязкость, МДж/м <sup>2</sup>	Твердость, НВ	Потеря веса (износостойкость), г.
Рекомендуемая	541	0,12	308	0,854
Серийная 150ХНМ	535	0,11	287	1,026

Из данных таблицы видно, что рекомендуемая для литых прокатных валков сталь при более высоких значениях механических характеристик обеспечивает увеличение износостойкости в 1,2 раза по сравнению со стандартной сталью 150ХНМ.

Необходимо отметить, что энергоемкость применяемых режимов термической обработки валков, при изготовлении их из разработанной стали, имеющей исходную структуру с меньшей степенью карбидной неоднородности, может быть значительно снижена за счет сокращения продолжительности растворения карбидных фаз и продолжительности гомогенизации аустенита при высокотемпературном отжиге.

Резервом дальнейшего повышения эксплуатационной стойкости валков из разработанной стали может быть корректировка применяемых на практике и разработка новых экономичных режимов их термической обработки.

**Выводы.** Разработан химический состав заэвтектидной валковой стали на основе 150ХНМ, дополнительно содержащей ванадий и титан до 0,1 и 0,04 %, соответственно каждого, обеспечивающий снижение ее структурной неоднородности. Рекомендуемая для литых прокатных вал-

ков сталь при более высоких значениях механических характеристик имеет износостойкость в 1,2 раза выше по сравнению со стандартной сталью 150ХНМ.

1. Будагьянц Н.А., Карсский В.Е. Литые прокатные валки. – М. Металлургия, 1983. – 245 с.
2. Свойства и стойкость валков из заэвтектоидной стали. / Т.С.Скобло, В.А.Воронина, Н.И.Сандлер и др. // БНТИ ЧМ. – 1971. – Вып. 3(647). – С.35–37.
3. ГОСТ 9487—70. Валки стальные цельнокованные и литые обжимных и сортовых станов для горячей прокатки черных металлов. Технические требования.
4. Опыт производства и эксплуатации прокатных валков для сортовых и проволочных станов. / М.А.Бабенко, Н.П.Белый, Ю.А.Дарда и др. // Труды шестого конгресса прокатчиков. (Липецк, 18–21 октября 2005 г.). – Москва 2005. – Том 1. – С.499–501.
5. Металловедение и термическая обработка стали и чугуна. . Справочник. / Н.Т.Гудцов, М.Л.Бернштейн, А.Г.Рахштадт. – М.: Гос. научно-техническое изд-во литературы по черной и цветной металлургии, 1956. – 1204 с.
6. Гуляев А.П. Металловедение. – М. Металлургия, 1978. – 648 с.

*Статья рекомендована к печати  
докт.техн.наук, проф. И.Г.Узловым*

***П.Л.Литвиненко, В.І.Співаков, Е.А.Шпак, В.К.Коваль, О.П.Клинова***

**Дослідження впливу структурної неоднорідності на зносостійкість сталей заэвтектоїдного складу для валків гарячої прокатки.**

Досліджено вплив основних структурних чинників на зносостійкість прокатних валків. Показано, що хімічна та структурна мікронеоднорідність, яка виникає при кристалізації сталей заэвтектоїдного складу, на практиці не усувається термообробкою і є однією з головних причин схильності сталі до утворення тріщин, високої крихкості, низької зносостійкості. Для литих валків гарячого прокатування рекомендовано застосовувати економнолегировану заэвтектоїдну сталь, основа якої складається з тонкопластинчатого перліту з рівномірно розподіленими сфероїдизированими включеннями карбідної фази.