

3. Astafurova E.G., Panchenko M.Yu., Reunova K.A., et.al, The effect of nitrogen alloying on hydrogen-assisted plastic deformation and fracture in FeMnNiCoCr high-entropy alloys // Scripta Mater. – 2021. – V.194. - 113642
4. Nygren K.E., Bertsch K.M., Wang S., et.al, Hydrogen embrittlement in compositionally complex FeNiCoCrMn FCC solid solution alloy // Curr. Opin. Solid State Mater. Sci. - 2018. – V. 22. – P. 1-7.
5. Koyama M., Ichii K., Tsuzaki K., Grain refinement effect on hydrogen embrittlement resistance of an equiatomic CoCrFeMnNi high-entropy alloy // Int. J. Hydrog. Energy. - 2019. - V. 44. – P. 17163-17167.
6. Fu Z.H., Yang B.J., Chen M., Gou G.Q., Chen H., Effect of recrystallization annealing treatment on the hydrogen embrittlement behavior of equimolar CoCrFeMnNi high entropy alloy // Int. J. Hydrog. Energy. - 2021. – V. 46. – P. 6970-6978.
7. Petch N.J., The cleavage strength of polycrystals // J. Iron. Steel. Inst. – 1953. – V. 174. – P. 25–28.
8. Hall E.O., The deformation and ageing of mild steel: III Discussion of results // Proc. Phys. Soc. B. – 1951. – V. 64. – P.747–753.
9. Otto F. et al. The influences of temperature and microstructure on the tensile properties of a CoCrFeMnNi high-entropy alloy // Acta Mater. - 2013. - V. 61. - P. 5743–5755.

## ПОДБОР ТЕРМООБРАБОТКИ ДЛЯ ФОРМИРОВАНИЯ ТРЕБУЕМЫХ СВОЙСТВ ОТЛИВОК СТАЛИ 20ГМЛ

*В.А. ОВЧАРЕНКО, И.Л. СТЕЛКОВА*

Национальный исследовательский Томский политехнический университет

E-mail: [vygornova@gmail.com](mailto:vygornova@gmail.com)

Импортозамещение ставит перед нами актуальные задачи для обеспечения нефтегазовой промышленности необходимыми изделиями. Так в нефтегазовой отрасли нашли широкое применение детали газопроводных труб изготовленные методом литья из стали 20ГМЛ. Свойства металла позволяют использовать его в средах, содержащих сероводород (H<sub>2</sub>S) при температурах от -40 до +80 °С. Однако, учитывая крупногабаритность отливок, встает задача обеспечения однородности микроструктуры и механических свойств отливки во всех направлениях, что является необходимым условием для обеспечения безопасной работы деталей. Достичь это остается возможно посредством проведения термической обработки, для назначения которой необходимо проведение испытаний.

Выплавка исследуемого сплава была произведена в среднечастотной индукционной печи Inductoterm 3,5 т. Химический состав стали определялся оптико-эмиссионным спектрометром PMI-MASTER Sort, приведен в таблица 1.

Таблица 1 – Химический состав образцов

Маркировка	Массовая доля элементов, %										
	C	SI	Mn	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	Co	V	Fe
20ГМЛ	0,12	0,19	1,04	0,30	0,31	0,50	<0,01	0,17	0,03	<0,01	остальное
ОСТ 26-07-402-83	0,12-0,20	0,20-0,40	0,20-0,40	0,50	0,25-0,35	0,50	-	-	-	-	остальное

Цель исследования заключалась в разработке режима термической обработки отливок, позволяющего получить для изделия, работающего в условиях повышенных давлений, высокую прочность и ударную вязкость.

Для исследования из отливки клапана сегментного регулирующего были вырезаны образцы для проведения испытаний на ударную вязкость (тип I по ГОСТ 9454-78). Измерения ударной вязкости были проведены на маятниковом копре 2130 КМ-0,3, при температуре 20°C на образцах с U-образным концентратором. Микроанализ проводился с помощью металлографического микроскопа Axio Observer производства Karl Zeis с увеличениями до 1000 крат. Отжиг образцов проводили в шахтной печи СШО. Нормализацию в многофункциональной камерной печи фирмы IVA. Отпуск в отпускной печи KEL фирмы IVA. Результаты исследования позволили подобрать преимущественный режим термической обработки литья крупногабаритных отливок из стали 20ГМЛ

Сталь 20ГМЛ применяется для изготовления отливок деталей трубопроводной арматуры, работающих при низких температурах (от -60 до +450°C) в нейтральных средах; отливок деталей трубопроводной арматуры, работающих в средах, содержащих сероводород (H<sub>2</sub>S) [1,2] при температурах от -40 до +80°C. Сероводородная коррозия [3] проявляется при высоких давлениях (более 200-300 ат) и температурах выше 300°C что приводит к структурным изменениям. Происходит обезуглероживание стали и скопления метана (CH<sub>4</sub>) по границам зерен перлита, образуя сети микротрещин. В результате резко снижается пластичность, прочность и металл растрескивается. Стойкость стали 20ГМЛ к сероводородному растрескиванию объясняется малым содержанием углерода и микролегированием молибденом, карбиды которого более стойкие к водороду, чем карбид железа. Также на формирование свойств крупногабаритных отливок влияет вид структуры, который возможно сформировать при помощи термообработки [4]. Поэтому было проведено исследование зависимости микроструктуры и ударной вязкости от режима термообработки, таблица 2.

Таблица 2 – режимы термообработки

№	Вид термической обработки	KCU, Дж/см <sup>2</sup>
1	Отжиг 900°C, 4 часа. Нормализация 920°C, 1 час Отпуск 600°C, 1 час; Отпуск 650°C, 1 час.	72,2 25,8
2	Отжиг 900°C, 4 часа. Нормализация 920°C, 4 часа	37,8
3	Отжиг 920°C, 4 часа	37,8
4	Отжиг 920°C, 6 часов	54,2

Для назначения режима были использованы данные из ОСТ 26-07-402-83. Микроструктура литой без термической обработки стали, рисунок 1 а представляет собой неравновесную структуру, состоящую из мелких дендритов и равномерно распределёнными не сформовавшимися зёрнами феррита.

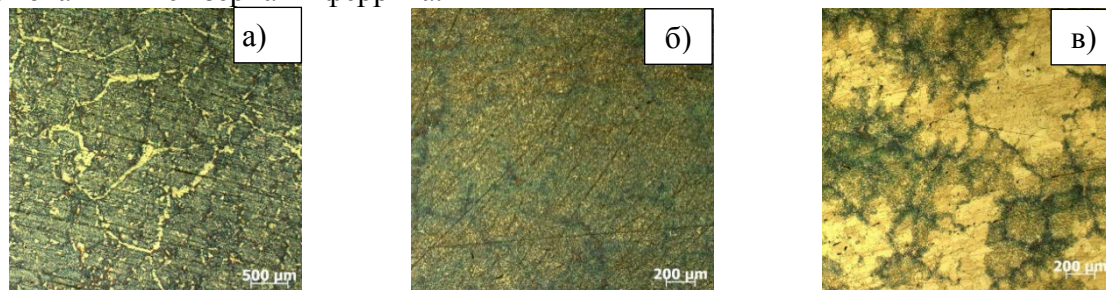


Рисунок 1 – Микроструктура стали 20ГМЛ а) Литая структура. После термической обработки б) №1: отжиг 900°C 4 ч, нормализация 920°C 1 ч, отпуск 600°C 1 ч; в) №2: отжиг 900°C 4 ч, нормализация 920°C 1 ч, отпуск 650°C 1 ч.

С целью повышения механических характеристик стали, после отжига при  $t=900^{\circ}\text{C}$ , была проведена серия экспериментов по определению эффективности нормализации при  $t=920^{\circ}\text{C}$  с отпуском при температурах (600, 650)  $^{\circ}\text{C}$  (таблица 2, режим 1). На рисунке 1 б приведена микроструктура после применения отпуска при  $t=600^{\circ}\text{C}$ . Анализ полученных данных показал, что применение нормализации с повышенной температурой на  $t=20^{\circ}\text{C}$ , по сравнению с температурой предварительного отжига, привело к формированию мелкозернистой структурой феррита с началом формирования структуры ячеистого мелко пластинчатого перлита. Значение ударной вязкости при этом значительно возросло до  $KCU=70-80 \text{ Дж/см}^2$ . Последующий отпуск с повышением температуры до  $t=650^{\circ}\text{C}$  приводит к формированию более явной сетки ячеистого перлита и уменьшению в два раза значений ударной вязкости (таблица 2, режим 1) в результате снижения балла ферритно-перлитной составляющей структуры и отрицательным влиянием распределения перлита в виде сетки. На рисунке 1 приведена микроструктура после применения отпуска при  $t=650^{\circ}\text{C}$ . Структура имеет вид зернистого феррита и явно выраженного сетчатого перлита. Значение ударной вязкости при этом снижается до  $KCU=25,8 \text{ Дж/см}^2$ .

Увеличение времени выдержки с 1 до 4 часов (таблица 2, режим 2) привело к устранению перлитной сетки и формированию более однородной ферритно-перлитной зернёной структуры со значением ударной вязкости  $KCU=37,8 \text{ Дж/см}^2$ . Но из-за недостаточного времени прогрева образцов при отжиге в центральной части образцов сформировалась частично дендритная структура, рисунок 2 а.

Применение отжига с увеличением температуры нагрева до  $t=920^{\circ}\text{C}$  и временем выдержки в течение 4-х часов (таблица 2, режим 3) без последующей нормализации образцов способствовало формированию крупнозернистой ферритно-перлитной структуры образцов со значением ударной вязкости  $KCU=37,8 \text{ Дж/см}^2$ . Заниженное значение ударной вязкости свидетельствовало о разнородности по объёму микроструктуры образцов из-за наличия в центральной части микроструктуры с присутствием дендритной ликвации рисунок 2 б.



Рисунок 2 – Микроструктура стали 20ГМЛ после термической обработки а) №2: отжиг  $900^{\circ}\text{C}$  4 ч, нормализация  $920^{\circ}\text{C}$  4 ч; б); №3: отжиг  $920^{\circ}\text{C}$  4 ч (центр образца)

Неудовлетворительное сочетание микроструктуры стали и значений ударной вязкости при видах термических обработок 1-4, для отливок из стали 20ГМЛ была рекомендована термическая обработка режим 4 таблица 2.



Рисунок 3 - Микроструктура стали 20ГМЛ после термической обработки №4: отжиг 920°C 6 ч., а) край образца, б) центр образца

На рисунке 3 а приведена зернистая ферритно-перлитная микроструктура края образца после отжига при нагреве до  $t=920^{\circ}\text{C}$  и временем выдержки в течение 6-ти часов. На рисунке 3 б приведена микроструктура центральной части образца.

Термическая обработка по режиму 4 способствовала формированию однородной зернистой ферритно-перлитной структуры без признаков наличия дендритной ликвации в объеме металла, и оптимальному сочетанию значений ударной вязкости  $KCU=54,2$  Дж/см<sup>2</sup> и предела прочности  $\sigma_B=652,3$  МПа.

#### Выводы

Стойкость стали 20ГМЛ к сероводородному растрескиванию объясняется малым содержанием углерода и микролегированием молибденом, карбиды которого более стойкие к водороду, чем карбид железа. Основной проблемой при формировании микроструктуры крупногабаритных отливок после термообработки является дендритная ликвация. Оптимальное с сочетание значения ударной вязкости  $KCU=54,2$  Дж/см<sup>2</sup>, предела прочности  $\sigma_B = 652,3$  МПа и сформированной зернистой ферритно-перлитной структуры было достигнуто при термической обработке №4: отжиг при  $t=920^{\circ}\text{C}$ , 6 часов.

#### Список литературы

1. Yanfei Wang, Jinling Li, Chengtun Qu1, Wanjing Li1, Muhammad Baba Pali1 and Hao Zheng Research Progress on Corrosion of Oil and Gas Field Gathering Pipeline in H<sub>2</sub>S-CO<sub>2</sub>-Cl-System // IOP Conf. Series: Earth and Environmental Science 555 (2020) 012046
2. Popoola, L.T., Grema, A.S., Latinwo, G.K. et al. Corrosion problems during oil and gas production and its mitigation. // Int J Ind Chem 4, 35 (2013).
3. Ming-Chun Zhao, Yi-Ying Shan, Fu Ren Xiao, Ke Yang, Yu Hai Li, Investigation on the H<sub>2</sub>S-resistant behaviors of acicular ferrite and ultrafine ferrite // Materials Letters 57 (2002) 141–145142
4. Li Wang & John G. Speer, Quenching and Partitioning Steel // Heat Treatment, Metallography, Microstructure, and Analysis volume 2, pages268–281 (2013).