



**Valeriy A. Kostin**  
Костин  
Валерий  
Анатольевич



**Valeriy D. Poznyakov**  
Позняков  
Валерий  
Дмитриевич



**Aleksandr A. Gayvoronskiy**  
Гайворонский  
Александр  
Анатольевич



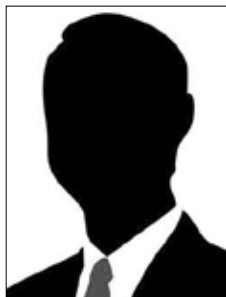
**Irina A. Mossokovskaya**  
Мосоковская  
Ирина  
Анатольевна



**Tatyana A. Zuber**  
Зубер  
Татьяна  
Александровна



**Viktor V. Zhukov**  
Жуков  
Виктор  
Викторович



**Yuriy N. Kostin**  
Костин  
Юрий  
Николаевич

УДК 621.79:669.15  
В 57

## **INFLUENCE OF ARC WELDING CONDITIONS ON KINETICS OF PHASE TRANSFORMATION IN METAL OF HAZ OF STEEL 30Cr2Ni2MoV**

**ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ СВАРКИ НА ХАРАКТЕР СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В МЕТАЛЛЕ ЗОНЫ ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ СТАЛИ 30Х2Н2МФ**

DOI 10.15589/SMI. 2015.01.03

**Valeriy A. Kostin**

В. А. Костин, д-р техн. наук, вед. науч. сотр.<sup>1</sup>  
valeryk05@mail.ru  
ORC ID: 0000-0002-2677-4667

**Valeriy D. Poznyakov**

В. Д. Позняков, д-р техн. наук, ст. науч. сотр.<sup>1</sup>  
office@paton.kiev.ua  
ORC ID: 0000-0003-4968-1196

**Aleksandr A. Gayvoronskiy**

А. А. Гайворонский, д-р техн. наук, ст. науч. сотр.<sup>1</sup>  
paton39@ukr.net  
ORC ID: 0000-0002-5922-5541

**Irina A. Mossokovskaya**

И. А. Моссоковская, канд. филос. наук, науч. сотр.<sup>1</sup>  
iprus@bk.ru  
ORC ID: 0000-0001-9026-2415

**Tatyana A. Zuber**

Т. А. Зубер, мл. науч. сотр.<sup>1</sup>  
tetjana.zuber@gmail.com  
ORC ID: 0000-0003-0789-1128

**Viktor V. Zhukov**

В. В. Жуков, мл. науч. сотр.<sup>1</sup>  
zhukov.kiev@gmail.com  
ORC ID: 0000-0001-8179-7194

**Yuriy N. Kostin**

Ю. Н. Костин<sup>2</sup>  
—  
ORC ID: —

<sup>1</sup>*Paton Electric Welding Institute NAS of Ukraine, Kiev, Ukraine*

<sup>2</sup>*The State-owned Enterprise «Kharkiv Morosov Machine Building Design Bureau» (SE «KMDB»), Kharkov, Ukraine*

<sup>1</sup>*Институт электросварки им. Е. О. Патона, г. Киев*

<sup>2</sup>*КП «ХКБМ» им. Морозова, г. Харьков*

**Abstract.** The thermostrengthened medium-carbon and carbon alloy steels with yield point  $\sigma_{0.2}$  greater than or equal to 1200 MPa are widely used at manufacturing of welded metal hull structures of special purpose vehicles. Considering the provision of the full strength of the weld joint, the heat-affected zone (HAZ) metal should have the comparable hardness and yield point values. However, in contrast to steel which acquires the desired combination of mechanical properties as a result of the initial heat treatment (hardening + tempering),

mechanical properties of the HAZ metal are provided by forming a specific complex of microstructures formed during its cooling (welding conditions). The formation of the weld joints of the given steels of predominantly martensitic structures in the HAZ metal and the saturation of this area with diffusion hydrogen leads to the increase of their tendency to cold cracking. Hence, the work represents the results of the studies of the influence of welding thermal cycles on the nature of the structural transformations, hardness, static strength and resistance to cold cracking of the HAZ metal of the high-strength alloy steel of 30Cr2Ni2MoV type with the carbon content of 0.31 and 0.36%. For this purpose, the structure and kinetics of the transformation of overcooled austenite were studied using the modern methods of physical material science by means of modeling the phase transformations on the Gleeble 3800 simulator. It is determined that in the range of cooling rates  $W_{6/5} = 2.5 \dots 30^\circ\text{C/s}$ , the austenite decomposition in the HAZ metal samples of 30Cr2Ni2MoV steel type occurs mainly in the area of martensitic transformation regardless of its carbon content. It is shown that the hardness and static strength of the HAZ metal of the weld joints of steel with the carbon content of are provided in the whole considered range of cooling rates in view of the requirements for the base metal. Similar properties of the HAZ metal of the weld joints of steel with the carbon content of 0.31% can be achieved when they are cooled in the temperature range of 600–500 °C at the rate not less than 10 °C/s. The research results will be used for the optimization of the welding conditions of special equipment and the further improvement of the conditions of the heat treatment of steel.

**Abstract.** With the help of the Gleeble 3800 simulator of the thermal state of welding, the continuous cooling transformation diagrams of the austenite decomposition of the high-strength 30Cr2Ni2MoV steel were built; the special features of transformation, the microstructural state and the initial phase formation temperatures at different cooling rates were studied and their mechanical properties were determined.

**Keywords:** high-strength steel; phase transformations; austenite decomposition; ferrite; sorbite; troostite; martensite.

**Аннотация.** С помощью системы имитации термического состояния сварки Gleeble 3800 построены термокINETические диаграммы распада аустенита высокопрочной стали 30X2H2MФ, изучены особенности превращения, микроструктурное состояние и температуры начала образования фаз при различных скоростях охлаждения и определены их механические свойства.

**Ключевые слова:** высокопрочная сталь; фазовые превращения; распад аустенита; феррит; сорбит; троостит; мартенсит.

**Анотация.** За допомогою системи імітації термічного стану зварювання Gleeble 3800 побудовано термокINETичні діаграми розпаду аустеніту високоміцної сталі 30X2H2MФ, вивчено особливості перетворення, микроструктурний стан та температури початку утворення фаз при різних швидкостях охолодження та визначено їх механічні властивості.

**Ключові слова:** високоміцна сталь; фазові перетворення; розпад аустеніту; ферит; сорбіт; троостит; мартенсит.

## References

Gayvoronskiy A.A., Sarzhevskiy V.A., Gordonnyy V.G. Svarivaemost sredneuglerodistoy legirovannoy stali 38Kh2MYuA [Welding properties of 38Cr2MoAlA medium-carbon alloy steel]. *Avtomaticheskaya svarka — Automatic welding*, 1997, no. 4, pp. 20–24, 33.

Gayvoronskiy A.A. Soprotivlyaemost obrazovaniyu treshchin metalla ZTV svarnogo soedineniya vysokoprochnykh ugleodistykh staley [Crack resistance of the HAZ metal of the weld joint of high-strength carbon steels]. *Avtomaticheskaya svarka — Automatic welding*, 2014, no. 2, pp. 3–12.

Makarov E.L. *Kholodnye treshchiny pri svarke legirovannykh staley* [Cold cracking at alloy steel welding]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1981. 247 p.

Markashova L.I., Poznyakov V.D., Berdnikova Ye.N., Gayvoronskiy A.A., Alekseenko T.A. Vliyanie strukturnykh faktorov na mekhanicheskie svoystva i treshchinostoykost svarnykh soedineniy metallov, splavov, kompozitnykh materialov [Influence of structural factors on the mechanical properties and crack resistance of the weld joints of metals, alloys, composites]. *Avtomaticheskaya svarka — Automatic welding*, 2014, no. 6–7, pp. 25–31.

Musiyachenko V.F., Gordonnyy V.G., Gayvoronskiy A.A., Lebedev Yu.M., Letuchiy V.N. Strukturnye prevrashcheniya v ZTV i soprotivlyaemost svarnykh soedineniy vysokoprochnykh martensitnykh staley zamedlennomu razrusheniyu [Structural transformations in the HAZ and the resistance of the weld joints of high-strength martensitic steels to static fatigue]. *Avtomaticheskaya svarka — Automatic welding*, 1992, no. 4, pp. 3–6.

Poznyakov V.D. Povyshenie soprotivlyaemosti zamedlennomu razrusheniyu svarnykh soedineniy litykh zakalivayushchikhsya staley [Enhancement of the static fatigue resistance of the weld joints of hardened cast steels]. *Avtomaticheskaya svarka — Automatic welding*, 2008, no.5, pp.11–17.

Skulskiy V.Yu. Osobennosti kinetiki zamedlennogo razrusheniya svarnykh soedineniy zakalivayushchikhsya staley [Characteristics of the static fatigue kinetics of the weld joints of hardened steels]. *Avtomaticheskaya svarka — Automatic welding*, 2009, no.7, pp.14–20.

Sterenbogen Yu. A. Nekotorye faktory, opredelyayushchie stoykost metalla ZTV martensitnykh staley protiv obrazovaniya kholodnykh treshchin [Several factors determining the cold cracking resistance of the HAZ metal of martensitic steels]. *Avtomaticheskaya svarka — Automatic welding*, 1986, no.6, pp. 5–8.

**Problem statement.** Structural alloyed steels are used in the production of important parts and elements of welded structures for special purposes. In shipbuilding they are used in the structures of such facilities as jack-up and floating drilling rigs, shafts, wheels, parts of reductors, bolts, studs and other important parts of turbines and compressor machines working in difficult conditions of static and dynamic load at elevated temperatures.

Typically, to provide the desired service properties these steel products are subject to special heat treatment which includes hardening followed by tempering. The main alloying elements in the steels are chromium, nickel, molybdenum and vanadium with the carbon content ranging from 0.20 to 0.40%. The temporary strength of steels after heat treatment is more than 1200 MPa.

The main difficulty in welding of high strength medium-carbon alloyed steels is the danger of cold cracking in welded joints. This is due to the specific features of the formation of hardening structures (bainite, martensite) in the metal of HAZ steels with the high level of structural stresses, formed during the phase transformations, and its tendency to delayed fracture under the influence of residual welding stresses [4, 6–8]. In most cases, welding of such steels is performed with the use of high-alloyed austenitic-ferritic materials, the requirement of equal strength of joints is not regulated, and the required level of strength of the products is reached by their conception.

The kinetics of the alloying of high strength steels determines the structural and phase composition and mechanical properties of the metal of HAZ that ultimately has a significant effect on the resistance of welded joints of high strength steels to cold cracking [1, 8]. Thus it is well known that with the increase of carbon content in the steel the martensitic transformation in the metal of HAZ is moved to the area of lower temperatures, its hardness increases, the plastic properties of hardened metal are greatly reduced [2, 3, 5]. In typical modes of arc welding of high strength alloyed steels it is actually impossible to prevent the formation of martensite. In this regard, one of the main tasks of welders-technologists is to improve the plasticity of the metal of HAZ by controlling the kinetics of the transformation and the formation of an optimal set of bainitic-martensitic structures.

**THE ARTICLE AIM** is to optimize the arc welding parameters by means of constructing thermo-kinetic diagrams of transformation of supercooled austenite, to study the decay kinetics and the peculiarities of structure formation in the metal of HAZ of welded joints of the high strength alloyed steel 30Cr2Ni2MoV.

**Basic material.** The structural alloyed steel of the 30Cr2Ni2MoV type was chosen as a material for the

**Постановка проблемы.** Конструкционные легированные стали применяются при изготовлении ответственных деталей и элементов сварных конструкций специального назначения, в судостроении используются в конструкциях таких сооружений, как самоподъемные и плавучие буровые установки, валы, диски, детали редукторов, болты, шпильки и другие ответственные детали турбин и компрессорных машин, работающих в сложных условиях статического и динамического нагружения при повышенных температурах.

Как правило, для обеспечения требуемых служебных свойств изделия из этих сталей проходят специальную термическую обработку, включающую в себя закалку с последующим отпуском. Основными легирующими элементами в сталях являются хром, никель, молибден и ванадий при содержании углерода в пределах от 0,20 до 0,40%. Временная прочность сталей после термической обработки составляет более 1200 МПа.

Основной трудностью при сварке конструкций из высокопрочных среднеуглеродистых легированных сталей является опасность образования холодных трещин в сварных соединениях. Это связано с особенностями формирования закалочных структур (бейнитных, мартенситных) в металле ЗТВ сталей с высоким уровнем структурных напряжений, формирующихся в процессе фазовых превращений, и его склонностью к замедленному разрушению под действием остаточных сварочных напряжений [4, 6–8]. В большинстве случаев сварку таких сталей выполняют с применением высоколегированных аустенитно-ферритных материалов, требование равнопрочности соединений не регламентируется, а необходимый уровень прочности изделий достигается их конструктивным исполнением.

Характер легирования высокопрочных сталей определяет структурно-фазовый состав и механические свойства металла ЗТВ, что в конечном итоге существенно влияет на сопротивляемость сварных соединений высокопрочных сталей образованию холодных трещин [1, 8]. При этом хорошо известно, что с увеличением содержания углерода в стали мартенситное превращение в металле ЗТВ смещается в область более низких температур, повышается его твердость, пластические свойства закаленного металла резко снижаются [2, 3, 5]. При характерных режимах дуговой сварки высокопрочных легированных сталей предотвратить образование мартенсита практически невозможно. В связи с этим одна из основных задач сварщиков-технологов заключается в повышении пластичности металла ЗТВ за счет управления характером превращения и образованием оптимального комплекса бейнитно-мартенситных структур.

**ЦЕЛЬ ИССЛЕДОВАНИЯ** — оптимизация параметров дуговой сварки путем построения

study. This steel is designed to work in conditions of short-term dynamic loads (strokes) with different carbon contents. The chemical composition of the steel, provided by different manufacturers (Cr and Ni) are shown in Table 1.

In one of them, the carbon content was 0.311%, in another — 0.357%, at that the total amount of other alloying elements was the same and was about 4%. The carbon equivalent  $C_{\text{ЭКВ}}$  for the high strength steel 30Cr2Ni2MoV of the Cr type was 1.050%, and for the steel 30Cr2Ni2MoV of the Ni type it was somewhat higher and was equal to 1,060%.

The main difference in the chemical composition of the studied steels is that the mass fraction of carbon in the steel of the Ni type was significantly higher than that of the Cr type (by 0.046% C), although it remained in the limits of the grade composition. Thus, we can say that the steel of the Cr type represented the properties of steel at the lower limit for alloying and the steel of the Ni type — at the upper one.

The kinetics of phase transformations in the metal of HAZ of welded joints of the samples of steel 30Cr2Ni2MoV was studied using the method of simulation of thermal deformation welding cycle (TDWC) using the complex GLEEBLE-3800, equipped with high-speed dilatometer.

Studies were performed using cylindrical samples with a diameter of 6.0 mm and a length of 80 mm, made of sheet metal of steel of 30Cr2Ni2MoV type and thickness of 12 and 20 mm. In line with the methodology, developed in Paton Electric Welding Institute, the samples were heated in a vacuum chamber to a temperature of 1250 °C and then cooled in accordance with the given program.

At that, the parameters of the welding thermal cycle (heat and time) in the metal of HAZ of welded joints at the mechanized welding in the medium of shielding gases by the solid wire with a diameter of 1.2 mm using different welding conditions were accurately reproduced. The heating rate of the samples in the temperature range from 20 to 1250 °C was about 210 °C/sec (heating time is 6...8 s), the cooling rate in the temperature range of 600...500 °C (W6/5) varied from 2.5 to 30 °C/s (Table 2). In this case, the full range of cooling rates typical for mechanized welding in the medium of shielding gases was covered, both including and without preheating of welding joints.

термокинетических диаграмм превращения переохлажденного аустенита, изучение кинетики распада и особенностей формирования структуры в металле ЗТВ сварных соединений высокопрочной легированной стали 30ХН2МФ.

**Изложение основного материала.** В качестве материала для исследований выбрана конструкционная легированная сталь типа 30Х2Н2МФ, предназначенная для работы в условиях краткосрочных динамических нагрузок (ударов), с различным содержанием углерода. Химический состав этой стали, представленной различными производителями (Х и Н), приведен в табл. 1.

В одной из них содержание углерода составляло 0,311%, в другой — 0,357%, причем, общее количество остальных легирующих элементов было одинаково и составляло примерно 4%. Углеродный эквивалент  $C_{\text{ЭКВ}}$  для высокопрочной стали 30Х2Н2МФ типа Х составлял 1,050%, а для стали 30Х2Н2МФ типа Н он был несколько выше и составляет 1,060%.

Основное различие в химическом составе исследованных сталей заключается в том, что массовая доля углерода в стали типа Н была заметно выше, чем в стали типа Х (на 0,46% С), хотя и оставалась в пределах марочного состава. Таким образом, можно говорить, что сталь типа Х представляла свойства стали на нижнем, в сталь типа Н — на верхнем пределе легирования.

Характер структурных превращений в металле ЗТВ сварных соединений образцов стали 30Х2Н2МФ изучали методом имитации термометрического цикла сварки (ТДЦС) с использованием комплекса GLEEBLE-3800, оснащенного быстродействующим dilatometer.

Исследования выполнялись с применением цилиндрических образцов диаметром 6,0 мм и длиной 80 мм, изготовленных из листового проката стали типа 30Х2Н2МФ толщиной 12 и 20 мм. В соответствии с разработанной в ИЭС им. Е.О. Патона методикой, по заданной программе образцы нагревались в вакуумной камере до температуры 1250 °C, а затем охлаждались. При этом достаточно точно воспроизводились параметры термического цикла сварки (тепловые и временные) в металле ЗТВ сварных соединений при механизированной сварке в среде защитных газов проволокой сплошного сечения диаметром 1,2 мм с использованием разных режимов сварки. Скорость нагревания образцов в интервале температур от 20 до 1250 °C составляла

**Table 1.** Chemical composition, % mass., of high strength steel 30Cr2Ni2MoV

**Таблица 1.** Химический состав, % масс, высокопрочной стали 30Х2Н2МФ

Manufacturer Производитель	Mass fraction of elements Массовая доля элементов, %											$C_{\text{ЭКВ}}^*$ , %	
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Cu	Ni	V	Al	Ti	S		P
Cr type / Тип Х	0,311	1,24	0,71	1,68	0,24	<0,02	2,20	0,18	0,032	0,019	0,007	0,010	1,050
Ni type / Тип Н	0,357	0,78	0,73	1,68	0,30	<0,02	2,0	0,18	0,036	0,016	0,009	0,012	1,060

\* $C_{\text{ЭКВ}} = C + Mn/6 + Si/24 + Ni/10 + Cr/5 + V/14$ , %.

Kinetics of austenite decomposition, start temperature and the end of the transformation was determined by the method presented in [7].

The conducted dilatometric studies have shown that under the action of TDWC the metal structure of the steel 30Cr2Ni2MoV (0,311% C) varies considerably. The thermal kinetic diagram of transformation of the supercooled austenite, which characterizes the effect of cooling rate  $W_{6/5}$  on the structural and phase transformations in the metal of HAZ of welded joints of steel 30Cr2Ni2MoV, is shown in Fig. 1, a. The start temperature of the austenite decomposition AC3 for the given sample of 870 ... 880 °C. The start temperature of the martensite (diffusion-free) transformation is 350 ... 355 °C, and the end temperature is 150 ... 155 °C in the entire range of cooling rates. The analysis of the austenite transformation diagrams (see. Fig. 1, a) showed that in the area of martensitic transformation there are two areas that seem to be related to the difference in mechanisms of the martensite formation, i. e. the plate or strain one.

The dilatometric studies of the steel sample 30Cr2Ni2MoV (0,357% C) showed that, as in steel containing 0.311% of carbon (type Cr), the transformation of the supercooled austenite in the range of cooling rates  $W_{6/5} = 2,5 \dots 30 \text{ } ^\circ\text{C/s}$  also occurs in the martensitic area. However, in contrast to the sample with 0.311% C (Type Cr) the martensite start temperature therein is reduced by 5 ... 10 °C (up to 340 ... 350 °C), and the end transformation temperature — up to 140 °C (see. Fig. 1, b).

Metallographic studies were performed according to the standard methodologies. The samples were produced using diamond pastes with different particle sizes at high-speed circles. The research in polished form for defects and nonmetallic inclusions was conducted. The microstructures of the samples were detected by chemical etching in 4% alcohol solution of nitric acid. Metallographic studies were carried out using a light microscope Neophot-32 at different amplifications ( $\times 200$ ,  $\times 500$ ). The point of contamination with nonmetallic inclusions was determined by visual comparison with the scale measurement standards (GOST 1778-70). Microhardness of the individual structural components was measured using the hardness measurement instrument M-400 produced

приблизительно 210 °C/c (время нагрева — 6 ... 8 с), скорость охлаждения в интервале температур 600 ... 500 °C ( $W_{6/5}$ ) изменялась от 2,5 до 30 °C/c (табл. 2). При этом охватывался весь диапазон скоростей охлаждения, характерных для механизированной сварки в среде защитных газов, как с учетом так и без учета предварительного подогрева сварных соединений.

Кинетику распада аустенита, температуры начала и конца превращения определяли по методике, представленной в работе.

Проведенные dilatометрические исследования показали, что под действием ТДЦС структура металла стали 30X2H2MФ (0,311 C) заметно изменяется. Термокинетическая диаграмма превращения переохлажденного аустенита, характеризующая влияние скорости охлаждения  $W_{6/5}$  на структурно-фазовые превращения в металле ЗТВ сварных соединений стали марки 30X2H2MФ, представлена на рис.1, a. Температура начала распада аустенита  $A_{C3}$  для данного образца составляет 870 ... 880 °C. Температура начала мартенситного (бездиффузионного) превращения составляет 350 ... 355 °C, а окончания — 150 ... 155 °C во всем исследованном интервале скоростей охлаждения. Анализ диаграмм превращения аустенита (рис.1, a) показал, что в области мартенситного превращения присутствуют две области, которые, по-видимому, связаны с различием в механизмах образования мартенсита — пластинчатого или деформационного.

Дилатометрические исследования образца стали 30X2H2MФ (0,357 C) показали, что как и в стали с содержанием углерода 0,311% (тип X), превращение переохлажденного аустенита в диапазоне скоростей охлаждения  $W_{6/5} = 2,5 \dots 30 \text{ } ^\circ\text{C/s}$  также происходит в мартенситной области. Но в отличие от образца с 0,311 C (тип X) температура начала образования мартенсита в ней снижается на 5 ... 10 °C (до 340 ... 350 °C), а температура окончания превращения — до 140 °C (рис. 1, б).

Металлографические исследования проводили по стандартным методикам. Образцы изготавливали с применением алмазных паст различной дисперсности на высокоскоростных кругах. Проводили исследования в полированном виде на наличие дефектов и неметаллических включений. Выявление микроструктуры образцов проводили химическим травлением в 4%-м спиртовом растворе азотной кислоты. Metallographic studies were carried out using a light microscope Neophot-32 at different amplifications ( $\times 200$ ,  $\times 500$ ). The point of contamination with nonmetallic inclusions was determined by visual comparison with the scale measurement standards (GOST 1778-70). Microhardness of the individual structural components was measured using the hardness measurement instrument M-400 produced

**Table 2.** Marking of the studied samples of high strength steel 30Cr2Ni2MoV

**Таблица 2.** Маркировка исследуемых образцов высокопрочной стали 30X2H2MФ

Sample number Номер образца		Cooling rate, °C/s Скорость охлаждения, °C/c
Cr type / тип X	Ni type / тип H	
0.5Cr / 0,5X	0.5Ni / 0,5H	0,5
2.5Cr / 2,5X	2.5Ni / 2,5H	2,5
5Cr / 5X	5Ni / 5H	5
10Cr / 10X	10Ni / 10H	10
15Cr / 15X	15Ni / 15H	15
20Cr / 20X	20Ni / 20H	20
30Cr / 30X	30Ni / 30H	30

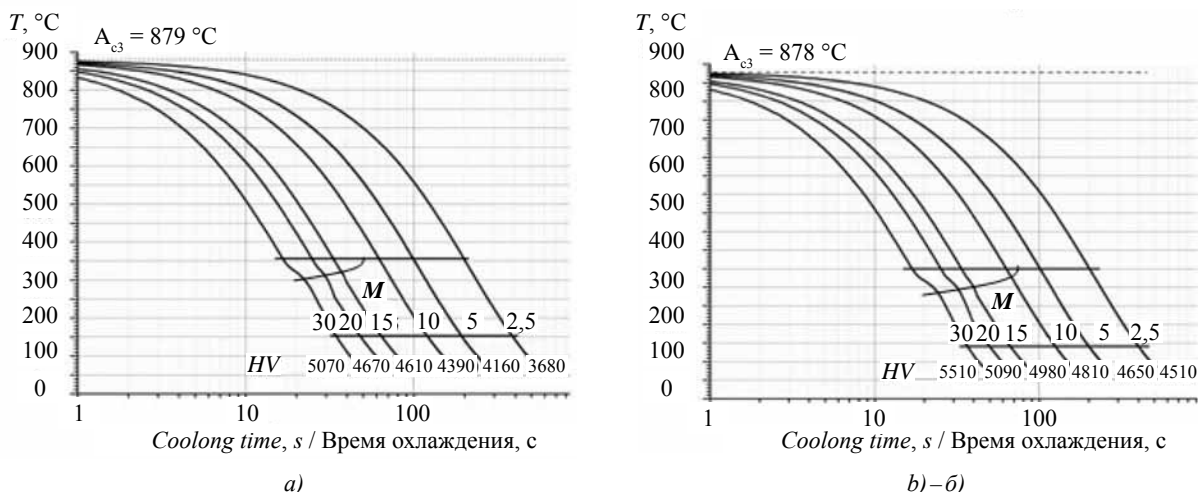


Fig. 1. Thermal kinetical circuits of the austenite decomposition of steel 30Cr2Ni2MoV:

Рис. 1. Термокинетические диаграммы распада аустенита стали 30Х2Н2МФ:

a) — Cr type / тип X; b) — Ni type / тип Н

by the firm “Leco” at a load of 100 g, and integrated hardness – at 1 kg. The digital image was obtained using the camera “Olympus”.

Calculation of structural components was conducted on an optical microscope at an amplification of  $\times 500$  with a measuring grid ( $10 \times 10$ ). According to this method a hundred nodal points of a square grid of the eyepiece are considered in the same field of vision. Moving the ground joint in the field of vision of the microscope, in its every new position the number of nodal points of the grid of the eyepiece, which got into the analyzed structural component, are calculated.

The quantitative metallographic analysis was performed using a microscope Versamet at an amplification  $\times 600$ . Since the length of the martensite needles was not within the limits of the optical microscope resolution, measurements of the size of the martensite faggots were made.

As a result of the conducted studies of nonmetallic inclusions it is determined that the metal of the samples from different manufacturers is contaminated by nonmetallic inclusions of one type (Fig. 2).

In the samples with 0,311 % C (Cr type) we can mostly see the irregularly shaped brittle silicates, as well as the minor amount of oxides and carbonitrides (nitrides).

The point of contamination with nonmetallic inclusions – silicates – corresponds to the one of No.2 of the row B of the table “Brittle silicates” according to GOST 1778-70 (Fig. 2, a, b). Contamination with oxides (including  $\text{SiO}_2$ ) corresponds to the point No.1 of the table “Point oxides” according to GOST 1778-70 (see Fig. 2, c). Contamination with nitrides is less than 1 point of the table «Point nitrides» according to GOST 1778-70 (see Fig. 2, d).

On polished sections of the samples with 0.357% C (Ni type) similar nonmetallic inclusions were observed — fine (up to 10 micron) oxides ( $\text{SiO}_2$ ), carbonitrides (nitrides), single chains of non-deformable

при помощи светового микроскопа «Neophot-32» при различных увеличениях ( $\times 200$ ,  $\times 500$ ). Балл загрязненности неметаллическими включениями определяли путем визуального сравнения с эталонами шкал (ГОСТ 1778-70). Микротвердость отдельных структурных составляющих измеряли на твердомере М-400 фирмы «Лесо» при нагрузке 100 г, а интегральную твердость — при 1 кг. Цифровое изображение получено при помощи фотокамеры «Olympus».

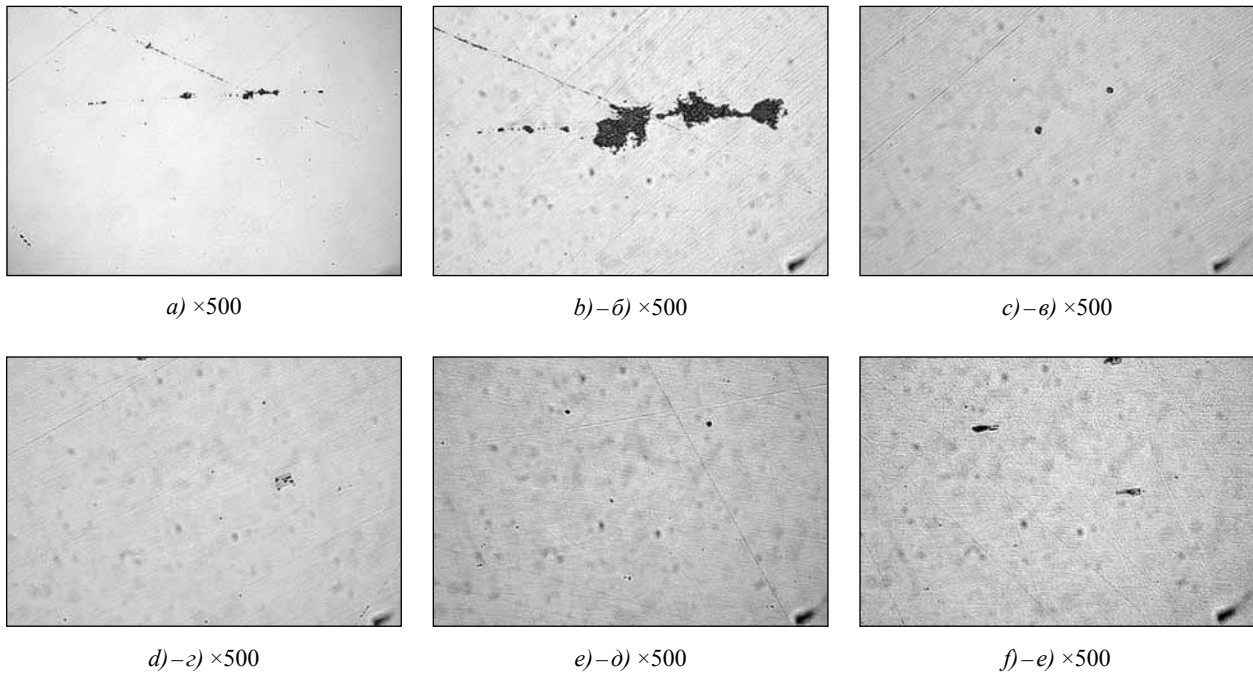
Подсчет структурных составляющих проводился на оптическом микроскопе при увеличении  $\times 500$  с помощью измерительной сетки ( $10 \times 10$ ). По этому методу в одном поле зрения рассматриваем сто узловых точек квадратной сетки окуляра. Перемещая шлиф в поле зрения микроскопа, при каждом новом его положении подсчитывают количество узловых точек сетки окуляра, попавших на анализируемую структурную составляющую.

Количественный металлогрифический анализ был проведен при помощи микроскопа «Versamet» при увеличении  $\times 600$ . Поскольку длина мартенситных игл не находится в пределах разрешения оптического микроскопа, были выполнены измерения размера мартенситных пакетов.

В результате проведенных исследований неметаллических включений установлено, что металл образцов различных производителей загрязнен неметаллическими включениями одного типа (рис. 2).

В образцах с 0,311С (тип X) наблюдаются в основном хрупкие силикаты неправильной формы, а также незначительное количество оксидов и карбонитридов (нитридов).

Балл загрязненности неметаллическими включениями — силикатами соответствует баллу № 2 ряда Б таблицы «Силикаты хрупкие» по ГОСТ 1778-70 (рис. 2, a, б). Загрязненность оксидами (в том числе  $\text{SiO}_2$ ) соответствует баллу № 1 таблицы «Оксиды точечные» по ГОСТ 1778-70 (рис. 2, в). Загрязненность нитридами — меньше 1 балла таблицы «Нитриды точечные» по ГОСТ 1778-70 (рис. 2, г).



**Fig. 2.** Nonmetallic inclusions in the studied structural steel 30Cr2Ni2MoV:

**Рис. 2.** Неметаллические включения в исследованной конструкционной стали 30Х2Н2МФ:

*a), b)–б) — are brittle silicates / силикаты хрупкие; c)–в) — is point oxides / оксиды точечные; d)–г) — is carbonitrides / карбонитриды; e)–д) — is oxides / оксиды; f)–е) — is single sulfides, carbonitrides / единичные сульфиды, карбонитриды*

silicates. Contamination with oxides (including  $\text{SiO}_2$ ) corresponds to the point No. one table of the table “Point oxides” according to GOST 1778-70 (see. Fig. 2, e). Single sulfides are occasional (see. Fig. 2, f). The point of contamination with silicates corresponds to No. 2 of the row b of the table “Brittle silicates” and the point No. 1 of the table “Non-deformable silicates” according to GOST 1778-70. Contamination with nitrides (see. Fig. 2, f) is less than the point No. 1 of the table “Point nitrides” according to GOST 1778-70.

Metallographic studies of the parent metal of the structural alloyed steel of the type 30Cr2Ni2MoV with different carbon contents showed that their structure differs markedly.

The base metal of the steel 30Cr2Ni2MoV with 0.311% C (Cr type) is a coarse sorbitol structure (Fig. 3, a, b) with a hardness HV10 — 2830... 2960 MPa. A characteristic feature of the structure of this type of steel is the presence of the rolling texture, which is in the base metal in varying degrees, as well as at the subsequent effect of the thermal cycle of welding in all the heat affected zones (HAZ) of the studied samples.

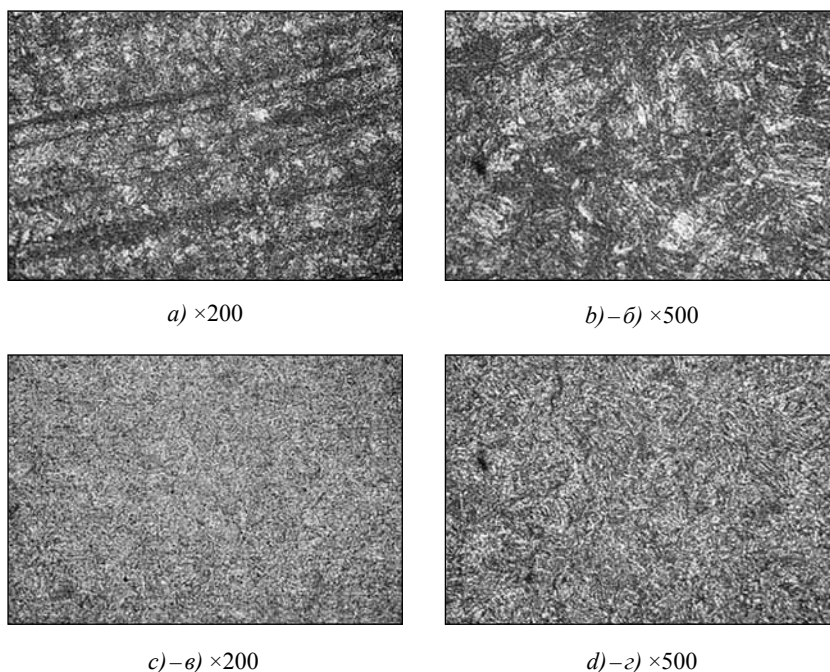
In contrast to the structure of the sample with 0.311% C (Cr type), the microstructure of the base metal sample with 0.357% C (Ni type) is a fine, uniform sorbitol structure of increased hardness HV10 — 3690... 3840 MPa, which is obviously due to some differences in heat treatment (HT) modes of the base metal of the steel of 30Cr2Ni2MoV type of different manufacturers (see. Fig. 3, c, d). As a result of the improved

На полированных шлифах образцов с 0,357 С (тип Н) наблюдаются аналогичные неметаллические включения — мелкодисперсные (до 10 мкм) оксиды ( $\text{SiO}_2$ ), карбонитриды (нитриды), единичные цепочки недеформируемых силикатов. Загрязненность оксидами (в том числе  $\text{SiO}_2$ ) соответствует баллу №1 таблицы «Оксиды точечные» по ГОСТ 1778-70 (рис. 2, д). Изредка встречаются единичные сульфиды (рис. 2, е). Балл загрязненности силикатами соответствует баллу №2 ряда б таблицы «Силикаты хрупкие» и балл №1 таблицы «Силикаты недеформирующиеся» по ГОСТ 1778-70. Загрязненность нитридами (рис. 2, е) — меньше балла №1 таблицы «Нитриды точечные» по ГОСТ 1778-70.

В ходе металлографических исследований исходного металла конструкционной легированной стали типа 30Х2Н2МФ с различным содержанием углерода показано, что их структура заметно различается.

Основной металл стали 30Х2Н2МФ с 0,311 С (тип Х) представляет собой грубодисперсную сорбитную структуру (рис. 3, а, б) с твердостью HV10 — 2830... 2960 МПа. Характерным для структуры этого типа стали является наличие текстуры проката, которая в разной степени проявляется как в основном металле, так и при последующем воздействии термического цикла сварки во всех участках зоны термического влияния исследуемых образцов.

В отличие от структуры образца с 0,311 С (тип Х), микроструктура основного металла образца с 0,357 С (тип Н) представляет собой мелкодисперсную, однородную сорбитную структуру повышенной твердости HV10 — 3690... 3840 МПа, что, очевидно, связано с некоторым различием в режимах



**Fig. 3.** Microstructure of the base metal of the high-strength steel 30Cr2Ni2MoV:

**Рис. 3.** Микроструктура основного металла высокопрочной стали 30Х2Н2МФ:

*a), b)–б) — is the base metal of the Cr type / основной металл типа X; c)–в), d)–з) — is the base metal of the Ni type / основной металл типа H*

thermal treatment in the samples with 0.357 C (Ni type) the rolling texture was completely eliminated.

During the modeling of the welding thermal cycle (WTC) using the complex GLEEBLE 3800 HAZ is generated (simulated) in the central part of the sample (after heating, soaking and subsequent cooling). In the central part of the sample the hot spot (the area of large grains) is generated and the areas of normalization, the area of fine grain and the area of incomplete recrystallization are generated with distance from the center to the edges of the sample. Since the hot spot is the most dangerous in terms of unfavorable structure formation and prone to cold cracking in the HAZ, the results for this part of the simulated sample are presented at different cooling rates (0,5...30 °C/s).

Microstructure of the sample with 0.311 C obtained at a cooling rate of 0.5 °C/s (Cr type), is composed of martensite with few areas of bainite component (Fig. 4, a). The amount of bainite is approximately 5...8%, the rest is martensite. Microhardness of the areas with the bainite component is HV1 — 4460...4680 MPa, martensitic — 4680...5030 MPa. Integral hardness of the area of HAZ is HV10 — 4390...507MPa.

Microstructure of the sample with 0.357% C obtained at a cooling rate of 0.5 °C/s (Ni type) is similar to the structure of the sample of Cr type, however the structural constituents have a higher hardness (by 300...500 MPa) than in the sample with 0.311% C. In the metal structure of the HAZ the big quantity of densely packed packages of bainite (up to 10%) is formed with the hardness HV1 — 4420...5140 MPa (see. Fig. 4, a, b).

термической обработки (ТО) основного металла стали типа 30Х2Н2МФ различных производителей (рис. 3, в, з). Вследствие проведения улучшенной термической обработки в образцах с 0,357 C (тип H) была полностью устранена текстура проката.

В ходе моделирования термического цикла сварки (ТЦС) с помощью комплекса GLEEBLE 3800 в центральной части образца (после нагрева, выдержки и последующего охлаждения) формируется (имитируется) зона термического влияния (ЗТВ). В центральной части образца формируется участок перегрева (зона крупного зерна) и по мере удаления от центра к краям образца — участки нормализации, участок мелкого зерна и участок неполной перекристаллизации. Поскольку наиболее опасным, с точки зрения формирования неблагоприятных структур, и склонным к образованию холодных трещин в зоне термического влияния является участок перегрева, то представлены результаты именно по этой части имитируемого образца при различных скоростях охлаждения (0,5...30 °C/c).

Микроструктура образца с 0,311 C, полученного при скорости охлаждения 0,5 °C/c (тип X), состоит из мартенсита с малочисленными участками бейнитной составляющей (рис. 4, a). Количество бейнита составляет порядка 5...8%, остальное мартенсит. Микротвердость участков с бейнитной составляющей HV1 — 4460...4680 МПа, мартенситной — 4680...5030 МПа. Интегральная твердость участка ЗТВ составляет HV10 — 4390...5070 МПа.

Микроструктура образца с 0,357 C полученного при скорости охлаждения 0,5 °C/c (тип H), подобна структуре образца типа X, однако структурные составляющие обладают более высокой твердостью



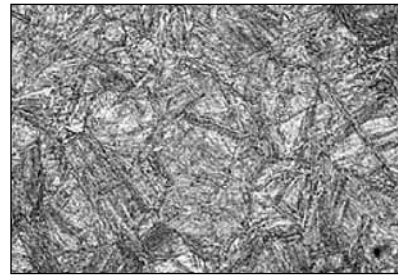
The structure of the samples-simulators at the cooling rates of 2.5 and 5 °C/s (Cr type) is of the same type. It is a structure of the minutely bristled martensite with noticeable traces of the original texture of rolled metal (light stripes of quite a high hardness) and different size of martensite packets (Fig. 4, c, e). It should be noted that the light etching areas have a higher hardness and a smaller size of the martensite packet compared with the dark etching areas.

(на 300 ... 500 МПа), чем в образце с 0,311 С. В структуре металла ЗТВ формируется большее количество плотноупакованных пакетов бейнита (до 10%) с твердостью HV1— 4420 ... 5140 МПа (рис.4, а, б).

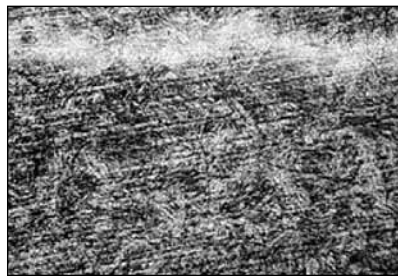
Структура образцов-имитаторов при скоростях охлаждения 2,5 и 5 °C/s (тип Х) однотипна. Она представляет собой структуру мелкоигльчатого мартенсита с заметными следами исходной текстуры проката (светлые полосы довольно высокой твердости) и различным размером пакетов мартенсита



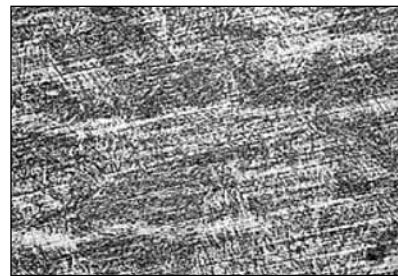
a) (×500) s. No. 0,5Cr / обр. №0,5X



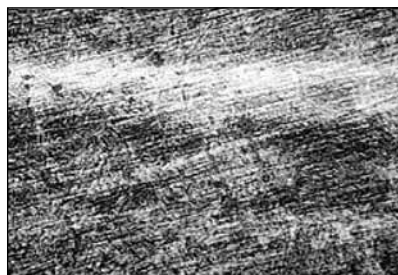
b)–б) (×500) s. No. 0,5Ni / обр. №0,5H



c)–в) (×500) s. No. 2,5Cr / обр. №2,5X



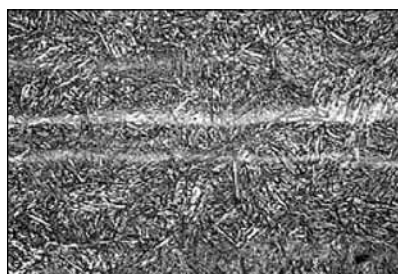
d)–г) (×500) s. No. 2,5Ni / обр. №2,5H



e)–д) (×500) s. No. 5Cr / обр. №5X



f)–е) (×500) s. No. 5Ni / обр. №5H



g)–ж) (×500) s. No. 10Cr / обр. №10X



h)–з) (×500) s. No. 10Ni / обр. №10H

**Fig. 4.** Microstructure of the high strength steel 30Cr2Ni2MoV with different carbon content, i. e. 0.311% (Cr type) and 0.357% (Ni type) at the cooling rates  $W_{6/5} = 0.5; 2.5; 5; 10$  °C/s:

**Рис. 4.** Микроструктура высокопрочной стали 30Х2Н2МФ с содержанием углерода 0,311% (тип Х) и 0,357% (тип Н) при скоростях охлаждения  $W_{6/5} = 0,5; 2,5; 5; 10$  °C/c:

a), c)–в), e)–д), g)–ж) — is the base metal of the Cr type / основной металл типа Х; b)–б), d)–г), f)–е), h)–з) — is the base metal of the Ni type / основной металл типа Н

In the sample-simulator at 2.5 °C/s with a carbon content 0.311 % (Cr type) the microhardness of martensite changes from 3360...3510 MPa (in the dark etching areas) to 3800...3830 MPa (in the light etching areas). The difference in etching martensitic areas is apparently due to the difference in the mechanisms of their formation — a dislocation or a plate-like one. The martensite packet size is 7...10 μm (see. Fig. 4, c). In the sample-simulator at 5 °C/s (0.311 % C — Cr type) the microhardness of dark etching martensite for HV1 is 3420...3630 MPa, and the one of the light etching martensite is appreciably higher: HV1 — 4010...4420 MPa. The martensite packet size is 4.5...10 μm (see. Fig. 4, e). The integral hardness of the sample with 0.311 % C (Cr type) at 2.5 °C/s is higher (HV10 — 4530...4670 MPa) compared to the sample at 5 °C/s (HV10 — 4390...4610 MPa) (Table 3).

The structure of the sample-simulator with 0.357 % C at 2.5 °C/s (Ni type) is similar to that of the sample with 0.311 % C (Cr type). The main difference is in the lack of rolling texture (see. Fig. 4, c, d). Microhardness of the dark etching martensite is HV1 — 3830...4170 MPa and that of the light etching martensite is HV1 — 4170...4420 MPa. Martensite packet sizes vary: 10...16 μm (in dark etching areas) and 2...5 μm (in light etching areas).

Compared with the structure of the sample, cooled at the rate of 2.5 °C/s (see. Fig. 4, d, Ni type), the structure of the sample at 5 °C/s (see. Fig. 4, f) has some distinctive features. The larger martensite needles are generated in the sample which form the packets with the size of 35...40 micrometers. Such more uniform large needle martensitic structure has a higher integral hardness (HV10 — 5020...5420 MPa) as compared with the structure of the samples with 0.311 % C. There is actually no rolled texture (see. Fig. 4, c, d, e, f). Microhardness of the areas of the dark etching martensite is HV1 — 4370...4640 MPa and that of the light etching one is HV1 — 4780...4880 MPa.

Increasing the cooling rate of the samples-simulators up to 10 °C/s (0.311 %, Cr type) leads to the formation of the larger martensite packets — 25...28 micrometers having the improved integral hardness (4730...5330 MPa) as compared with the samples, cooled at lower speeds (2.5 and 5 °C/s). At this cooling rate the rolled texture is maintained almost in full (see. Fig. 4, g). Microhardness of the dark etching martensite is HV1 — 4170...4420 MPa and that of the light etching one is HV1 — 4720 MPa.

Cooling the sample with 0.357 C at the rate of 10 °C/s (see. Fig. 4, h, Ni type) results in the formation of the martensite structure consisting of the fine martensite needles. The martensite packet size increases to 20...25 micrometers at non-uniformly spaced areas of the light etching martensite. Microhardness of the dark etching martensite is HV1 — 4170...4420 MPa and that of the light etching martensite is HV1 — 4460...4550 MPa. The rolled texture is not actually observed. The integral hardness of HV10 is 498...5170 MPa.

(рис. 4, в, д). Необходимо отметить, что светлотравящиеся области имеют повышенную твердость и меньший размер пакетов мартенсита по сравнению с темнотравящимися областями.

В образце-имитаторе при 2,5 °C/s с содержанием углерода 0,311 % (тип X) микротвердость мартенсита изменяется от 3360...3510 МПа (в темнотравящихся областях) до 3800...3830 МПа (в светлотравящихся областях). Различие в травлении мартенситных участков, по-видимому, связано с различием в механизмах их образования — дислокационный или пластинчатый. Размер пакетов мартенсита составляет 7...10 мкм (рис. 4, в). В образце-имитаторе при 5 °C/s (0,311 C — тип X) микротвердость темнотравящегося мартенсита составляет для HV1 — 3420...3630 МПа, а светлотравящегося заметно выше: HV1 — 4010...4420 МПа. Размер пакетов мартенсита составляет 4,5...10 мкм (рис. 4, д). Интегральная твердость образца с 0,311 C (тип X) при 2,5 °C/s выше (HV10 — 4530...4670 МПа) по сравнению с образцом при 5 °C/s (HV10 — 4390...4610 МПа) (табл. 3).

Структура образца-имитатора с 0,357 C при 2,5 °C/s (тип H) аналогична структуре образца с 0,311 C (тип X). Основное отличие заключается в отсутствии текстуры проката (рис. 4, в, з). Микротвердость темнотравящегося мартенсита составляет HV1 — 3830...4170 МПа, а светлотравящегося — HV1 — 4170...4420 МПа. Размеры пакетов мартенсита различаются — 10...16 мкм (в темнотравящихся участках) и 2...5 мкм (в светлотравящихся).

По сравнению со структурой образца охлажденного со скоростью 2,5 °C/s (рис. 4, з тип H), структура образца при 5 °C/s (рис. 4, е) имеет некоторые отличительные особенности. В образце формируются более крупные иглы мартенсита, которые образуют пакеты размером 35...40 мкм. Такая более однородная крупноигльчатая мартенситная структура обладает повышенной интегральной твердостью (HV10 — 5020...5420 МПа) по сравнению со структурой образцов с 0,311 % C. Практически полностью отсутствует текстура проката (рис. 4, в, з, д, е). Микротвердость участков темнотравящегося мартенсита составляет HV1 — 4370...4640 МПа, а светлотравящегося — HV1 — 4780...4880 МПа.

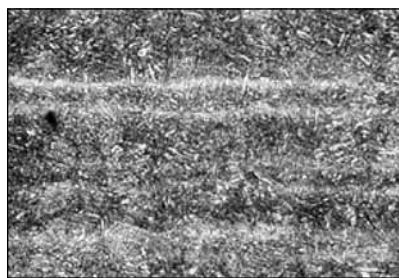
Повышение скорости охлаждения образцов-имитаторов до 10 °C/s (0,311 C, тип X) приводит к формированию более крупных пакетов мартенсита (25...28 мкм), имеющих повышенную интегральную твердость (4730...5330 МПа) по сравнению с образцами, охлажденными при меньших скоростях (2,5 и 5 °C/s). При этой скорости охлаждения текстура проката практически не сохраняется (рис. 4, ж). Микротвердость темнотравящегося мартенсита составляет HV1 — 4170...4420 МПа, а светлотравящегося HV1 — 4720 МПа.

Охлаждение образца с 0,357 C со скоростью 10 °C/s (рис. 4, з, тип H) приводит к образованию структуры мартенсита, состоящей из мелких мартенситных игл. Размер пакетов мартенсита возрастает до 20...25 мкм при неравномерно расположенных участках светлотравящегося

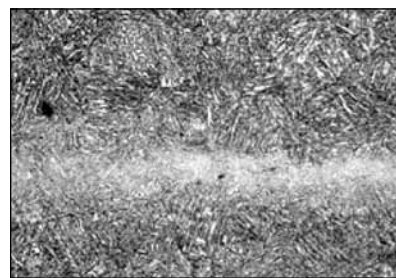
Microstructure of the samples with 0.311% C (Cr type) at high cooling rates of 15, 20 and 30 °C/s is of the same type and represents the structure of rough plate-like packet martensite, the hardness of which increases with the cooling rate increase (Fig. 5, a, c, e). In the sample, obtained at the cooling rate of 15 °C/s, the integral hardness is HV10 — 3680...4160 MPa, at the cooling rate of 20 °C/s it is 4390...4460 MPa, at the cooling rate of 30 °C/s it is 4070...4600 MPa, respectively. In all the samples the rolling texture is retained. At the cooling rate of 15 °C/s the martensite structure is generated with the packet size of 20...23 microns in the samples (Table 3, Fig. 5, a). Microhardness of the dark etching martensite is HV 1 — 3390...3540 MPa, that of the light etching one is 3830...4420 MPa. In the sample, cooled at 20 °C/s, the martensite packet size is 18...20 micrometers (see Fig. 5, c), microhardness of the dark etching martensite is 3730...4010 MPa and that of the light etching one is 4210...4460 MPa. The further increase in

martensite. Microhardness of the dark etching martensite is HV1 — 4170...4420 MPa, and of the light etching one — HV1 — 4460...4550 MPa. The texture of the rolled steel is practically not observed. Integral hardness is HV10 — 4980...5170 MPa.

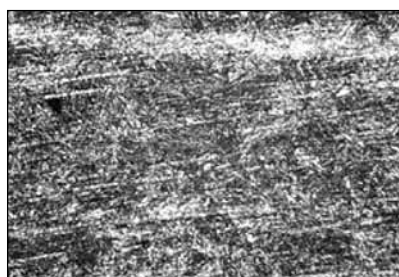
Microstructure of samples with 0.311% C (type X) at high cooling rates (15 °C/s, 20 °C/s, 30 °C/s) is of the same type and represents the structure of coarse plate-like packet martensite, the hardness of which increases with the cooling rate (Fig. 5, a, c, e). In the sample, obtained at the cooling rate of 15 °C/s, the integral hardness is HV10 — 3680...4160 MPa, at the cooling rate of 20 °C/s — 4390...4460 MPa, at the cooling rate of 30 °C/s — 4070...4600 MPa correspondingly. In all samples the rolling texture is retained. At the cooling rate of 15 °C/s the martensite structure is generated with the packet size of 20...23 microns in the samples (Table 3, Fig. 5, a). Microhardness of the dark etching martensite is HV 1 — 3390...3540 MPa, that of the light etching one is 3830...4420 MPa. In the sample, cooled at 20 °C/s, the martensite packet size is 18...20 micrometers (see Fig. 5, c), microhardness of the dark etching martensite is 3730...4010 MPa and that of the light etching one is 4210...4460 MPa. The further increase in



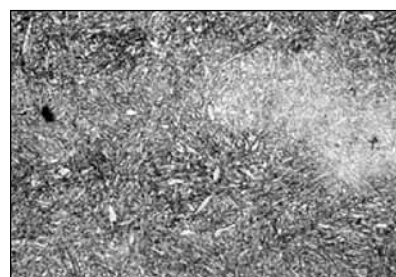
a) ( $\times 500$ ) s. No. 15Cr / обр. № 15X



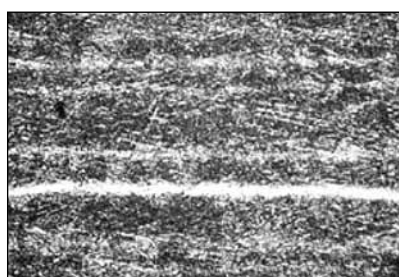
b)–б) ( $\times 500$ ) s. No. 15Ni / обр. № 15H



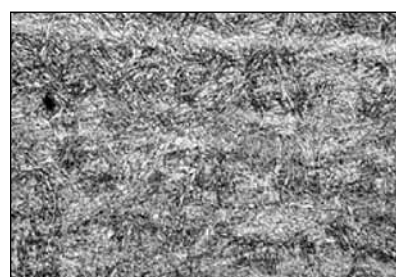
c)–в) ( $\times 500$ ) s. No. 20Cr / обр. № 20X



d)–з) ( $\times 500$ ) s. No. 20Ni / обр. № 20H



e)–д) ( $\times 500$ ) s. No. 30Cr / обр. № 30X



f)–е) ( $\times 500$ ) s. No. 30Ni / обр. № 30H

**Fig. 5.** Microstructure of the high strength steel 30Cr2Ni2MoV with different carbon content, i. e. 0.311% (Cr type) and 0.357% (Ni type) at the cooling rates  $W_{65} = 15; 20; 30$  °C/s:

**Рис. 5.** Микроструктура высокопрочной стали 30X2H2MФ с различным содержанием углерода: 0,311% (тип X) и 0,357% (тип H) при скоростях охлаждения  $W_{65} = 15; 20; 30$  °C/c:

a), c)–в), e)–д) — is the base metal of the Cr type / основной металл типа X; b)–б), d)–з), f)–е) — is the base metal of the Ni type / основной металл типа H

**Table 3.** Integral hardness of the metal HAZ of high strength steel 30Cr2Ni2MoV depending on the cooling rates

**Таблица 3.** Интегральная твердость металла ЗТВ высокопрочной стали 30Х2Н2МФ в зависимости от скорости охлаждения

30Cr2Ni2MoV steel Сталь 30Х2Н2МФ	Vickers hardness number, MPa / Твердость по Виккерсу, МПа, при $W_{6/5}$						
Cooling rate Скорость охлаждения ( $W_{6/5}$ ), °C/s	0,5	2,5	5	10	15	20	30
Cr type / тип Х	4760	4570	4500	4990	3990	4510	4390
Ni type / тип Н	5070	4990	5200	5090	4880	4440	4960

the cooling rate to 30 °C/s leads to a marked decrease in the martensite packet size up to 10...15 micrometers (dark etching martensite) and 4...5 micrometers (light etching martensite) (see. Fig. 5, e). Microhardness of the martensite packets is HV1 — 3360...3510 MPa and HV1 — 3900...4640 MPa, respectively.

At high cooling rates of 15, 20, 30 °C/s the samples with 0.357% C (Ni type) the rougher martensite packets are formed in comparison with the samples with 0.311% C (see. Fig. 5). The structure of the samples is more uniform and has a higher hardness. The rolling texture does not actually occur. Increasing the cooling rate of the samples with 0.357% C reduces the martensite packet size up to 18...20, 10...15 and 5...7 micrometers at the rates of 15, 20, 30 °C/s respectively.

Comparison of the obtained results by the integral hardness value is shown in Table. 3. The analysis of the obtained results shows that with the increase of carbon content to 0.357 to 0.311 the integral hardness increases noticeably at all the studied cooling rates. It happens due to a decrease in the martensite packet size (Fig. 6) and formation of the more strained hardening martensite.

The overall level of integrated hardness can serve as an objective criterion for the selection of welding parameters. According to the requirements of the technical specifications (TS), the hardness of the metal in the area of the 30Cr2Ni2MoV steel HAZ with the thickness of 12 mm should be in the range from 4990 to 3880 MPa which allows one to set the optimum cooling modes of the metal of HAZ of the 30Cr2Ni2MoV steel type.

Based on the results of the study it is found that the optimal welding parameters (cooling rate in the HAZ area) of the structural steel 30Cr2Ni2MoV depend on the carbon content. At the carbon content of 0.311% in the studied steel the cooling rate should vary in the range of 5...30 °C/s (welding heat input is less or equal to 8 kJ/cm), and at the carbon content of 0.357% — in the range of 15...30 °C/s (welding heat input is less or equal to 3 kJ/cm), that provides the hardness parameters of the metal of the HAZ at the level of the requirements of the TS.

In order to confirm the obtained results field tests were conducted on the samples of light armored equipment from the structural alloy steel of the 30Cr2Ni2MoV type according to the recommended welding modes.

Fig. 7 shows the structure of welded joints (weld metal and HAZ) of high strength alloy steel of the 30Cr2Ni2MoV

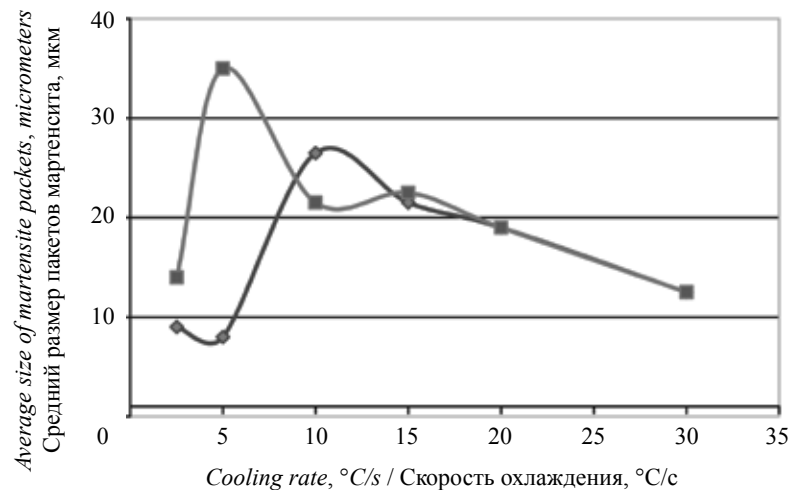
В образце, охлажденном со скоростью 20 °C/s, размер пакетов мартенсита составляет 18...20 мкм (рис. 5, в), микротвердость темнотравящегося мартенсита составляет 3730...4010 МПа, а светлотравящегося 4210...4460 МПа. Дальнейшее повышение скорости охлаждения до 30 °C/s приводит к заметному уменьшению размеров мартенситных пакетов до 10...15 мкм (темнотравящегося) и 4...5 мкм (светлотравящегося) (рис. 5, д). Микротвердость мартенситных пакетов составляет HV1 — 3360...3510 МПа и HV1 — 3900...4640 МПа соответственно.

При высоких скоростях охлаждения 15 °C/s, 20 °C/s, 30 °C/s образцов с 0,357С (тип Н) формируются более грубые пакеты мартенсита по сравнению с образцами с 0,311% С (рис. 5). Структура образцов более однородная и обладает более высокой твердостью. Текстура проката практически не проявляется. Повышение скорости охлаждения образцов с 0,357С приводит к уменьшению размеров мартенситных пакетов: до 18...20, 10...15 и 5...7 мкм при скоростях 15 °C/s, 20 °C/s, 30 °C/s соответственно.

Сопоставление полученных результатов по величине интегральной твердости приведено в табл. 3. Анализ полученных результатов показывает, что с увеличением содержания углерода с 0,311% до 0,357% интегральная твердость заметно возрастает при всех исследованных скоростях охлаждения, что, по-видимому, обусловлено уменьшением размеров мартенситных пакетов (рис. 6) и формированием более напряженного мартенсита закали.

Общий уровень интегральной твердости может служить объективным критерием для выбора параметров сварки. Согласно требованиям технических условий (ТУ) твердость металла на участке ЗТВ стали 30Х2Н2МФ толщиной 12 мм должна находиться в пределах от 4990 до 3880 МПа, что позволяет установить оптимальные режимы охлаждения металла ЗТВ стали типа 30Х2Н2МФ.

Исходя из результатов проведенного исследования установлено, что оптимальные параметры сварки (скорость охлаждения в участке ЗТВ) конструкционной стали 30Х2Н2МФ зависят от уровня содержания углерода. При содержании углерода 0,311% в исследуемой стали скорость охлаждения должна изменяться в диапазоне 5...30 °C/s (погонная энергия сварки ≤ 8 кДж/см), а при содержании углерода 0,357% — в диапазоне 15...30 °C/s (погонная энергия сварки ≤ 3 кДж/см), что обеспечивает показатели твердости металла ЗТВ на уровне требований ТУ.



**Fig. 6.** Effect of the cooling rate ( $W_{6/5}$ ) on the martensite packet size depending on the carbon content in high strength steel 30Cr2Ni2MoV:

**Рис. 6.** Влияние скорости охлаждения ( $W_{6/5}$ ) на размер мартенситных пакетов в зависимости от содержания углерода в высокопрочной стали 30X2H2MФ:

■ — Cr type / тип X, ● — Ni type / тип H

type obtained at the various parameters of the welding thermal cycle at the cooling rates  $W_{6/5} = 40^\circ\text{C/s}$  (Fig. 7, a, c) and  $W_{6/5} = 15^\circ\text{C/s}$  (see. Fig. 7, b, d). The analysis of the obtained results shows that with the increase of the values of the optimal range of cooling rates (5 ... 30 °C/s at 0.311 % of carbon) the grid of cold cracks is formed in the metal of HAZ (see. Fig. 7, a, c). Depending on the structural characteristics of a welded joint, i.e. the nature of distribution of the residual welding stresses, cold cracks may be located along (see. Fig. 7, a) and transverse (see. Fig. 7, c) to the fusion line. The presence of cold cracks in the metal structure of the HAZ reduces the service life of the weld joint and its premature failure. At the reduction of the cooling rate up to  $W_{6/5} = 15^\circ\text{C/s}$ , which correspond to an optimum range of cooling rates, determined by us, the cold cracks in the metal of the HAZ of the weld joint of the 30Cr2Ni2MoV steel type are not formed.

Thus, to ensure the quality and reliability of the weld joints from alloyed structure steels of the 30Cr2Ni2MoV type it is necessary to control the parameters of the welding thermal cycle (cooling rate  $W_{6/5}$ ) by controlling the parameters of the forming structure — a part of the martensitic structure, martensite packages sizes and its hardness.

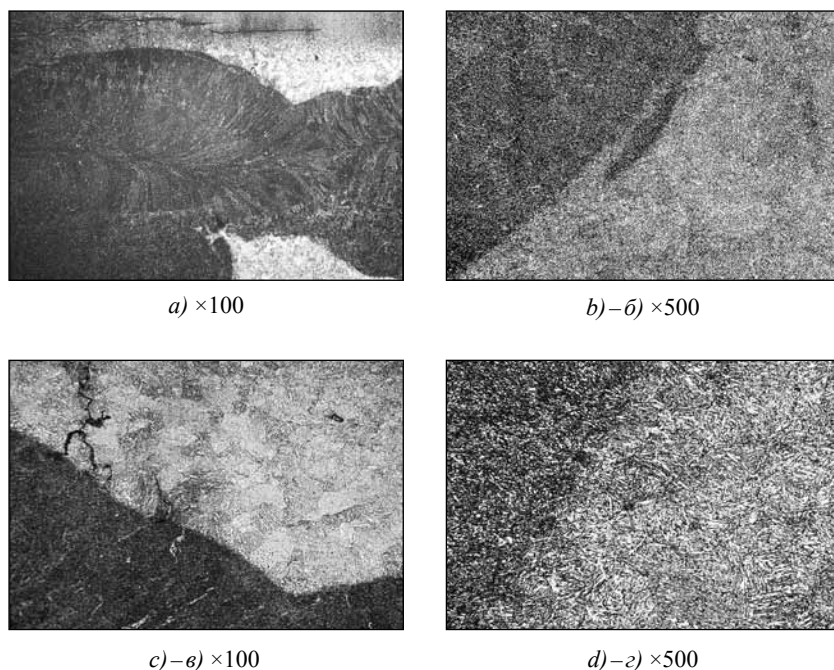
**CONCLUSIONS.** 1. The differences in the structure of the martensite component formed at the area of the HAZ during welding of alloy structural steel 30Cr2Ni2MoV on morphology and hardness are determined. It is shown that this difference is due to the carbon content, cooling rate and the temperature of martensite formation.

С целью подтверждения полученных результатов были проведены натурные испытания на образцах легкой броневой техники из конструкционной легированной стали типа 30X2H2MФ по рекомендованному режимам сварки.

На рис. 7 представлена структура сварных соединений (металла шва и ЗТВ) высокопрочной легированной стали типа 30X2H2MФ, полученной при различных параметрах термического цикла сварки при скоростях охлаждения  $W_{6/5} = 40^\circ\text{C/s}$  (рис. 7, a, в) и  $W_{6/5} = 15^\circ\text{C/s}$  (рис. 7, б, г). Анализ полученных результатов показывает, что при превышении значений оптимального диапазона скоростей охлаждения (5 ... 30 °C/s при 0,311 % углерода) в металле ЗТВ образуется сетка холодных трещин (рис. 7, a, в). В зависимости от конструктивных особенностей сварного соединения, т.е. характера распределения остаточных сварочных напряжений, холодные трещины могут располагаться как вдоль (рис. 7, a), так и поперек (рис. 7, в) линии сплавления. Наличие холодных трещин в структуре металла ЗТВ приводит к снижению ресурса работы сварного соединения и его преждевременному разрушению. При снижении скоростей охлаждения до  $W_{6/5} = 15^\circ\text{C/s}$ , которые соответствуют определенному нами оптимальному диапазону скоростей охлаждения, холодные трещины в металле ЗТВ сварного соединения стали типа 30X2H2MФ не образуются.

Таким образом, для обеспечения качества и надежности сварных соединений из конструкционных легированных сталей типа 30X2H2MФ необходимо контролировать параметры термического цикла сварки (скорость охлаждения  $W_{6/5}$ ) путем управления параметрами формирующейся структуры — долей мартенситной структуры, размерами пакетов мартенсита и его твердостью.

**ВЫВОДЫ.** 1. Установлены различия в структуре мартенситной составляющей, формирующейся в участке ЗТВ при сварке конструкционной легированной стали 30X2H2MФ по морфологии



**Fig. 7.** Structure of the weld joints of the structural steel 30Cr2Ni2MoV, obtained at the different cooling rates  $W_{6/5}$ :

**Рис. 7.** Структура сварных соединений конструкционной стали 30Х2Н2МФ, полученных при различных скоростях охлаждения  $W_{6/5}$ :

a), c)–в) —  $40^\circ\text{C/s}$  /  $40^\circ\text{C/c}$ ; b)–б), d)–г) —  $15^\circ\text{C/s}$  /  $15^\circ\text{C/c}$ .

Defects of the structure: a, c are cold cracks in the welded joint; b, d is a qualitative welded joint — Дефекты структуры: a, в — холодные трещины в сварном соединении; б, г — качественное сварное соединение

2. At the carbon content of 0.311% in the studied steel the cooling rate should vary in the range of 5...30°C/s (welding heat input is less or equal to 8 kJ/cm), and at the carbon content of 0.357% — in the range of 15...30°C/s (welding heat input is less or equal to 3 kJ/cm), that provides the hardness parameters of the metal of the HAZ at the level of the requirements of the TS.

3. It is shown that the deviation from the recommended welding modes of the structural steel 30Cr2Ni2MoV leads to cold cracking and brittle fracture development.

и твердости. Показано, что это различие связано с содержанием углерода, скоростью охлаждения и температурой образования мартенсита.

2. При содержании углерода 0,311% в исследуемой стали скорость охлаждения должна изменяться в диапазоне 5...30°C/c (погонная энергия сварки  $\leq 8$  кДж/см), а при содержании углерода 0,357% — в диапазоне 15...30°C/c (погонная энергия сварки  $\leq 3$  кДж/см), что обеспечивает показатели твердости металла ЗТВ на уровне требований ТУ.

3. Показано, что отклонение от рекомендованных режимов сварки конструкционной стали 30Х2Н2МФ приводит к образованию холодных трещин и развитию хрупкого разрушения.

## Список литературы

- [1] **Маркашова, Л.И.** Влияние структурных факторов на механические свойства и трещиностойкость сварных соединений металлов, сплавов, композитных материалов [Текст] / Л.И. Маркашова, В.Д. Позняков, Е.Н. Бердникова [и др.] // Автоматическая сварка. — К. : НАН Украины, ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ, МА «Сварка». — 2014. — №6–7. — С. 25–31.
- [2] **Гайворонский, А.А.** Свариваемость среднеуглеродистой легированной стали 38Х2МЮА [Текст] / А.А. Гайворонский, В.А. Саржевский, В.Г. Гордонный // Автоматическая сварка., — К. : НАН Украины, ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ, МА «Сварка». — 1997. — №4. — С. 20–24, 33.
- [3] **Гайворонский, А.А.** Сопrotивляемость образованию трещин металла ЗТВ сварного соединения высокопрочных углеродистых сталей [Текст] / А.А. Гайворонский // Автоматическая сварка. — К. : НАН Украины, ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ, МА «Сварка». — 2014. — №2. — С. 3–12.
- [4] **Макаров, Э.Л.** Холодные трещины при сварке легированных сталей [Текст] / Э.Л. Макаров, — М. : Машиностроение, 1981. — 247 с.

- [5] **Позняков, В.Д.** Повышение сопротивляемости замедленному разрушению сварных соединений литых закаливающихся сталей [Текст] / В.Д. Позняков // Автоматическая сварка. — К. : НАН Украины, ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ, МА «Сварка». — 2008. — №5. — С. 11–17.
- [6] **Скульский, В.Ю.** Особенности кинетики замедленного разрушения сварных соединений закаливающихся сталей [Текст] / В.Ю. Скульский // Автоматическая сварка. — К. : НАН Украины, ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ, МА «Сварка». — 2009. — №7. — С. 14–20.
- [7] **Стеренбоген, Ю.А.** Некоторые факторы, определяющие стойкость металла ЗТВ мартенситных сталей против образования холодных трещин [Текст] / Ю.А. Стеренбоген // Автоматическая сварка. — К. : НАН Украины, ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ, МА «Сварка». — 1986. — №6. — С. 5–8.
- [8] **Мусияченко, В.Ф.** Структурные превращения в ЗТВ и сопротивляемость сварных соединений высокопрочных мартенситных сталей замедленному разрушению [Текст] / В.Ф. Мусияченко, В.Г. Гордонный, А.А. Гайворонский, Ю.М. Лебедев, В.Н. Легучий. // Автоматическая сварка. — К. : НАН Украины, ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ, МА «Сварка». — 1992. — №4. — С. 3–6.

© Коллектив авторов

Статью рекомендует в печать  
д-р техн. наук, проф. *В. Ф. Квасницкий*

## КНИЖНАЯ ПОЛКА



//

В начале 50-х годов прошлого столетия начали интенсивно разрабатываться высокопрочные низкоуглеродистые стали с мартенситной и бейнитной структурой, в которых требуемый комплекс свойств достигается за счет сочетания определенной системы легирования и термической обработки. Их использовали для изготовления труб, дорожных машин, мостов, сосудов высокого давления, морских платформ и др. В 1954 г. в СССР были созданы первая корпусная сталь АК-25 и ее модификация с пределом текучести 600 МПа для строительства АПЛ в 1956 г. Близкая по свойствам к стали АК-25 сталь НУ-80 была использована в 1959 г. для строительства АПЛ в США.

Особенностью этих сталей является то, что их высокие механические свойства достигаются путем термической обработки, а крупногабаритные сварные конструкции невозможно подвергнуть термической обработке. Поэтому для таких конструкций необходимы другие способы управления структурой металла в сварном соединении.

//

//

Судовые газовые турбины имеют свои особенности, связанные с условиями работы, но основными конструкционными материалами их деталей горячего тракта, как и других газовых турбин, являются жаропрочные никелевые сплавы. Электродуговая сварка этих сплавов весьма проблематична. Жаропрочные сплавы свариваются тем хуже, чем сложнее их состав и выше жаропрочность. В связи с этим широко применяются вакуумные технологии сварки и родственных процессов: электронно-лучевая сварка, электронно-лучевое напыление, вакуумная пайка и др. Именно развитие сварочного производства в судовом газотурбостроении позволило создать уникальные газотурбинные установки регенеративного цикла номинальной мощностью 16 МВт с КПД более 40% для приводов газоперекачивающих агрегатов.

О роли современных вакуумных технологий свидетельствует то, что в настоящее время только электронно-лучевая сварка обеспечивает около 70% объема сварочных работ на узлах газотурбинных двигателей (ГТД) и без нее уже немыслимо изготовление этих ГТД. Трудно представить газотурбинное производство без электронно-лучевого и плазменного напыления, вакуумной пайки, лазерной резки, наплавки, упрочнения и других подобных операций.

//