

4. Черепанов В. И. Резонансные методы исследования вещества // Соросовский образовательный журнал. – 1997. – №. 9. – С. 86-90.
5. Badin A.V., Bessonov V.V., Dorozhkin K.V., Dorofeev I.O., Le Ba Hiu, Dunaevskii G. E. Terahertz Resonator Diagnostics of Filamentary Dielectric Objects // 43th International Conference on Infrared, Millimeter, and Terahertz Waves. – 2018. – pp. 1-2.

## ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА, МИКРОСТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТИ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ СТАРЕНИЯ

*И.А. ТУМБУСОВА<sup>1,2</sup>, Г.Г. МАЙЕР<sup>2</sup>, М.Ю. ПАНЧЕНКО<sup>2</sup>, Е.Г. АСТАФУРОВА<sup>2</sup>*

<sup>1</sup> Томский политехнический университет

<sup>2</sup> Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: tumbusovairina@outlook.com

Стали аустенитного класса сочетают комплекс физико-механических и служебных характеристик, таких как хорошая пластичность, повышенная ударная вязкость, способность к интенсивному деформационному упрочнению и ряд других. Однако они обладают относительно низким пределом текучести и твердости, что ограничивает их применение в качестве конструкционных материалов, работающих в условиях больших нагрузок. Система легирования, азот и марганец, обеспечивает стабильность аустенита к фазовым превращениям и позволяет полностью исключить из состава сталей дорогостоящий никель [1,2]. Одним из эффективных способов повышения прочностных характеристик сталей, наряду с холодной пластической деформацией, фазовым наклепом, обусловленный прямым и обратным фазовым превращением ( $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ ), является старение. Основной сложностью данного метода является выбор оптимального режима термической обработки для повышения механических свойств стали [1,2].

В работе исследовали влияния продолжительности и температуры старения на фазовый состав, микроструктуру и механические свойства высокоазотистой аустенитной стали Fe-23Cr-17Mn-0,18Ni-0,04V-0,1C-0,6N, мас. % (X23AG17). Старение образцов проводили при температурах 600°C и 700°C с продолжительностью от 30 мин до 50 часов в среде гелия с последующей закалкой в воду комнатной температуры. Методом рентгеноструктурного анализа показано, что исходная структура исследуемой стали состоит из зерен азотистого аустенита ( $\gamma_{\text{N1-Fe}}$ ) с параметром решетки  $a=3,629 \text{ \AA}$  и  $\delta$ -феррита с параметром решетки  $a=2,88 \text{ \AA}$  (рис. 1а, б). Старение при температуре 600°C до 5 часов не приводит к изменению фазового состава стали. После 5 часов выдержки наблюдали появление рентгеновских линий от  $\sigma$ -фазы, свидетельствующее о распаде  $\delta$ -феррита (рис.1а). В процессе старения  $\delta$ -феррит претерпевает распад с образованием  $\sigma$ -фазы и обедненного аустенита  $\gamma_{\text{N2-Fe}}$ . Так же на рентгенограмме наблюдали смещение и уширение (111) рентгеновской линии  $\gamma_{\text{N1-Fe}}$  и появления отражений от нитридов хрома  $\text{Cr}_2\text{N}$ . Смещение (111) линии  $\gamma_{\text{N1-Fe}}$  в сторону меньших углов дифракции, свидетельствует о появлении аустенитной фазы  $\gamma'_{\text{N1-Fe}}$ . Параметры решеток аустенита  $\gamma_{\text{N1-Fe}}$  и  $\gamma'_{\text{N1-Fe}}$  близки. Уширение у основания рентгеновской (111) линии  $\gamma_{\text{N1-Fe}}$  связано с появлением обедненного аустенита  $\gamma_{\text{N2-Fe}}$ , в результате выделения нитридов хрома  $\text{Cr}_2\text{N}$  из зерен  $\gamma_{\text{N1-Fe}}$ . При повышении температуры старения до 700°C распад  $\delta$ -феррита, появления частиц  $\text{Cr}_2\text{N}$  и  $\gamma_{\text{N2-Fe}}$ , происходил уже после 0,5 ч. старения (рис.1б).

Методом световой микроскопии обнаружены светлые и темные зерна (рис.2). Методом просвечивающей электронной микроскопии показано, что светлые соответствуют аустенитной фазе ( $\gamma_{\text{N1-Fe}}$ ), а темные –  $\sigma$ -фазе, аустениту  $\gamma_{\text{N2-Fe}}$  и частицам  $\text{Cr}_2\text{N}$ . При

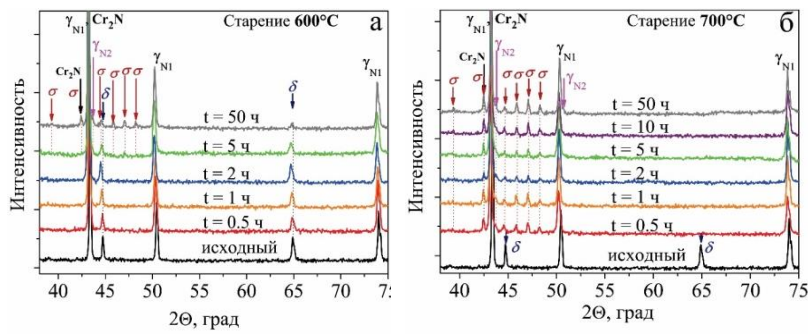


Рисунок 1 – Рентгенограммы стали X23AG17 после старения при температурах 600°C (а) и 700°C (б)

температуре 600°C темные зерна содержат еще остаточный δ-феррит. Объемная доля δ-феррита после закалки составляла 25%. При температуре старения 600°C распад протекает медленно: объемная доля зерен (V), претерпевших фазовый распад, увеличилась с 25% (0,5 ч.) до 32% (50 ч.). При температуре 700°C скорость распада зерен δ-феррита и аустенита, увеличилась, V возросла от 33% после выдержки в течение 0,5 ч. до 54% после старения в течение 50 ч. (рис 2 в).

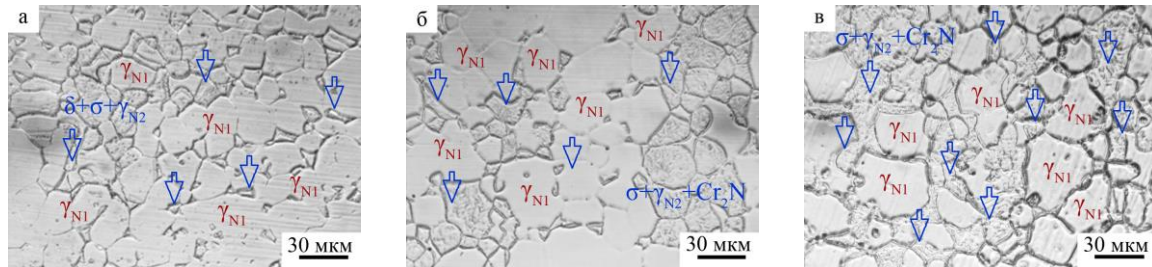


Рисунок 2 – Изображения протравленных поверхностей образцов, полученные методом световой микроскопии для образцов стали X23AG17 после старения: а) 600°C, 5ч.; б) 700°C, 0,5ч; в) 700°C, 50ч

В исходном состоянии микротвердость стали составляла  $3,09 \pm 0,08$  ГПа. После старения по режимам 600°C, 5 ч. и 700°C, 0,5 ч., когда в стали происходят заметные фазовые преобразования, микротвердость зерен, в которых произошел распад, и зерен, не претерпевших распад, различна. При этом в зернах, претерпевших фазовый распад после старения при температурах 600°C, 10 ч. и 700°C, 0,5 ч., наблюдали резкое возрастание значений микротвердости в результате выделения интерметаллидной σ-фазы и дисперсионного твердения. После старения при температуре 700°C, в течение времени 2 – 50 часов уменьшение микротвердости вызвано процессами огрубления и коагуляции дисперсных фаз.

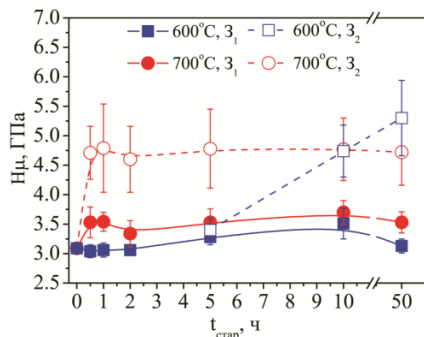


Рисунок 3 – Значения микротвердости в зависимости от температуры и продолжительности старения образцов стали X23AG17: З<sub>1</sub> – зерна аустенита, не претерпевшие фазовый распад (γ<sub>N1</sub>-Fe); З<sub>2</sub> – зерна, претерпевшие фазовый распад (σ-фазы, γ<sub>N2</sub>-Fe, Cr<sub>2</sub>N)

В результате старения стали X23AG17 при температурах 600°C и 700°C происходит изменение фазового состава стали: протекает фазовый распад аустенита и δ-феррита с выделением Cr<sub>2</sub>N и σ-фазы. Независимо от температуры старения структура стали носит смешанный характер. С увеличением продолжительности старения обнаружен рост

объемной доли зерен, претерпевший фазовый распад. При этом микротвердость таких зерен значительно выше, в сравнении с зернами, не претерпевшими распад.

#### Список литературы

1. Банных О.А., Блинов В.М., Костина М.В., Блинов Е.В., Мурадян С.О. О возможности применения в российском машиностроении аустенитных азотистых сталей // Материалы в машиностроении – 2014.– С. 67-75.
2. Shi F., Wang L.J. Cui W.F., Liu C.M. Precipitation behavior of  $M_2N$  in a high-nitrogen austenitic stainless steel during // Acta Metallurgica Sinica (English Letters). – 2007. – Vol. 20. – No.2 – P. 95-101.

## RESEARCH OF WEAR RESISTANCE OF POLYCRYSTALLINE DIAMOND COATINGS ON HARD ALLOYS BASED ON WC-Co

*R.D. KHALAFOV, S.A. LINNIK*

National Research Tomsk Polytechnic University

Email: [rus.khalafov@gmail.com](mailto:rus.khalafov@gmail.com)

Nowadays the high hardness and wear resistance qualify diamond coatings for tool applications are investigated. CVD diamond coated hardmetal tools have similar properties to PCD (sintered high-pressure diamond) but the production costs of CVD diamond are significantly lower. Diamond coated tools have proven themselves to be suitable for this machining task due to their high hardness and excellent thermal conductivity. Wear-resistance coatings for cutting tools are used for improving performance and increasing productivity [1]. They can reduce friction on the contact surfaces of the tool, increase the hardness and wear-resistance of the tool's surface layer, to increase thermal insulation and reduce the flow of the heat into the depth of the tool.

This research is mainly focused on investigating and creating AC glow discharge CVD reactor, figure 1.

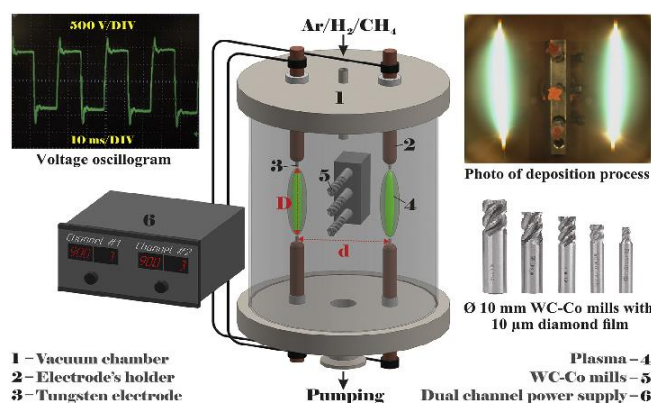


Figure 1 – AC glow discharge CVD reactor

We obtained microcrystalline diamond coating on WC-Co end mills with thickness  $\sim 10 \mu\text{m}$ , figure 2. XRD, Raman spectroscopy, nanoindentation and SEM analyses were carried out for proving of obtaining diamond coatings on cutting tools.