

УДК 620.1

*В.И. Громов¹, В.Н. Кротов², Н.А. Курьякова¹, О.В. Седов¹, А.В. Дорошенко¹***ВЛИЯНИЕ ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА
НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ДИФФУЗИОННОГО СЛОЯ
СТАЛИ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА
ПОСЛЕ ВАКУУМНОЙ ЦЕМЕНТАЦИИ**

DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-4-3-8

Методом оптической микроскопии и рентгеноструктурного анализа выполнены исследования влияния режимов вакуумной цементации и последующей термической обработки на фазовые превращения в диффузионном слое конструкционной комплексно-легированной дисперсионно-твердеющей теплостойкой стали мартенситного класса. Показано влияние процентного содержания углерода в цементованном слое на количество остаточного аустенита, процессы дисперсионного твердения при упрочняющей термической обработке после вакуумной цементации, на микроструктуру и твердость слоя. Приведены фотографии, иллюстрирующие изменение микроструктуры цементованного слоя в процессе упрочняющей термической обработки в зависимости от процентного содержания углерода в слое. Показано влияние температуры отпусков упрочняющей термической обработки на протекание процессов дисперсионно-карбидного упрочнения.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 8.3. «Высокопрочные наноструктурированные конструкционные стали и диффузионные покрытия, получаемые методами химико-термической обработки» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1].

Ключевые слова: диффузионный слой, карбидная фаза, аустенит, мартенсит, упрочнение, вакуумная цементация.

The research of modes of vacuum carburization and subsequent heat treatment influence on phase transformations in the diffusion layer of construction multi-alloyed dispersion-hardened martensitic steel was made by the method of optical microscopy and X-ray diffraction analysis. Influence of carbon percentage in the layer on amount of residual austenite, on dispersion hardening processes during the hardening heat treatment after vacuum carburization, on microstructure and diffusion layer hardness is shown.

Photos containing microstructure changing of diffusion layer during the hardening which depend on percentage of carbon in the layer are presented Influence of the temper temperature hardening on the flowing of processes of precipitation carbide hardening is shown.

The work is executed within the implementation of the complex scientific direction 8.3. «High-strength nanostructured constructional steels and diffusion coatings composed by methods of chemical and thermal processing» («The strategic directions of development of materials and technologies of their processing for the period till 2030») [1].

Keywords: diffusion layer, carbide phase, austenite, martensite, hardening, vacuum carburization.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation materials» State research center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

²Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Ростовский государственный университет путей сообщения» [Rostov State Transport University]; e-mail: tehn_met@rgups.ru

Введение

Использование современных упрочняющих технологий, таких как цементация и азотирование, позволяет обеспечивать работоспособность зубчатых колес из теплостойких комплексно-легированных дисперсионно-твердеющих сталей мартенситного класса при повышении температуры в зоне контакта до 500°C [2–4].

Цементация – наиболее широко применяемый

способ поверхностного упрочнения зубчатых колес. Признано, что из способов цементации самым приоритетным является процесс вакуумной цементации [1, 5]. Применение вакуумной цементации позволяет исключить окисление и обезуглероживание приповерхностной части цементированного слоя, сажеобразование, обеспечить равномерное насыщение упрочняемой поверхности, регулировать концентрацию углерода в слое [1, 6].

В данной работе рассмотрено влияние концентрации углерода в цементованном слое теплостойкой комплексно-легированной дисперсионно-твердеющей стали мартенситного класса на процессы дисперсионного твердения при упрочняющей термической обработке после вакуумной цементации [7–9].

Материалы и методы

Объектом исследования являлись цилиндрические образцы Ø20 мм и высотой 10 мм из теплостойкой комплексно-легированной дисперсионно-твердеющей стали мартенситного класса. Образцы прошли вакуумную цементацию в среде ацетилена, ускоренное охлаждение газообразным азотом (во избежание образования грубых выделений карбидной фазы) и упрочняющую термическую обработку, включающую закалку в масле, двухкратный высокий отпуск (дисперсионное твердение), обработку холодом и окончательный отпуск при температуре, соответствующей теплостойкости стали. Исследование микроструктуры проводили в соответствии с ГОСТ 8233 на металлографических шлифах после травления в 4%-ном спиртовом растворе азотной кислоты на оптическом микроскопе OLYMPUS GX51, оснащенный программой визуализации видеоизображения AnalySIS 5.0 при увеличении $\times 100$ и $\times 200$. Измерение распределения микротвердости по толщине диффузионных слоев после операций термической обработки проводили по ГОСТ 9450 на универсальном микротвердомере DuraScan-20.

Результаты и обсуждение

Принцип упрочнения теплостойкой комплексно-легированной дисперсионно-твердеющей стали мартенситного класса основан на реализации механизмов закалки и дисперсионного твердения. После цементации сталь подвергают закалке с высокотемпературного нагрева, при котором весь углерод цементованного слоя и легирующие элементы переходят в аустенит, сильно уменьшая интервал мартенситного превращения. При последующих отпусках в цементованном слое и сердцевине происходит вторичное твердение за счет выделения из твердого раствора мартенсита и остаточного аустенита, образовавшихся при закалке, специальных карбидов и легированного цементита. Специальные карбиды, обеспечивающие теплопрочность и износостойкость, выделя-

ются преимущественно из аустенита, при этом снижается температура мартенситного превращения и обедненный углеродом и легирующими элементами остаточный аустенит частично превращается в мартенсит [10]. Отпуск дисперсионного твердения проводится непосредственно после закалки, когда в слое содержится максимальное количество остаточного аустенита (для выделения большего количества спецкарбидов), затем для более полного превращения остаточного аустенита проводится обработка холодом и заключительный отпуск для снятия напряжений. Следовательно, для получения высокой твердости поверхности (≥ 60 HRC) и теплостойкости необходимо после закалки получить в цементованном слое количества остаточного аустенита, достаточное для протекания процессов дисперсионно-карбидного упрочнения. Количество остаточного аустенита в цементованном слое зависит от концентрации углерода в слое и от температуры нагрева под закалку. При нагреве под закалку температура подбирается так, чтобы произошло наиболее полное растворение карбидной фазы в аустените, при этом необходимо избегать перегрева материала, приводящего к росту зерна [11, 12]. Концентрация углерода в слое зависит от режима насыщения при цементации. В связи с этим необходимо отметить, что установки для вакуумной цементации, как правило, оснащены программой расчета распределения концентрации углерода по толщине слоя, эта опция позволяет проводить предварительный расчет концентрационной кривой и регулировать процесс насыщения в зависимости от нужной концентрации, что обеспечивает высокую повторяемость результатов при вакуумной цементации [8, 13].

При проведении данной работы вакуумную цементацию образцов из теплостойкой комплексно-легированной дисперсионно-твердеющей стали мартенситного класса проводили по трем режимам, обеспечивающим содержание углерода в цементованном слое в следующих диапазонах:

- режим 1 – от 1 до 1,2%;
- режим 2 – от 0,7 до 0,9%;
- режим 3 – от 0,8 до 1%.

Цементованные образцы подвергали упрочняющей термической обработке по одному и тому же режиму и фиксировали изменение твердости цементованной поверхности на каждом этапе упрочнения (табл. 1).

Таблица 1

Изменение твердости теплостойкой комплексно-легированной стали мартенситного класса в процессе упрочняющей термической обработки после цементации по режимам, обеспечивающим разную концентрацию углерода в слое

Концентрация углерода, %	Твердость HRC после				
	закалки	первого отпуска	второго отпуска	обработки холодом	третьего отпуска
Режим 1: от 1 до 1,2	36–37	44–44,5	53–55	61–62	59–60
Режим 2: от 0,7 до 0,9	57–60	55–57	56–57	57–58	56–57
Режим 3: от 0,8 до 1	52–53	54–56,5	56–56,5	59	57–58

Таблица 2

Изменение твердости теплостойкой комплексно-легированной дисперсионно-твердеющей стали мартенситного класса в процессе упрочняющей термической обработки после цементации при разных температурах отпусков дисперсионно-карбидного упрочнения

Концентрация углерода, %	Температура отпуска дисперсионно-карбидного упрочнения, °С	Твердость HRC после				
		закалки	первого отпуска	второго отпуска	обработки холодом	третьего отпуска
Режим 1: от 1 до 1,2	500	36–37	44–44,5	48–50	58–61	58–58,5
	520	–	44–44,5	53–55	61–62	59–60
	540	–	49–50	52–53	59–60	57–58

Приведенные данные свидетельствуют о том, что при концентрации углерода в цементованном слое от 1 до 1,2% количества остаточного аустенита, образовавшегося при закалке, достаточно для упрочнения диффузионного слоя до твердости 59–60 HRC.

Известно, что распад остаточного аустенита при дисперсионно-карбидном упрочнении стали зависит от температуры отпусков. Поэтому при проведении работы с целью подбора температуры отпусков, при которых происходит максимальный распад остаточного аустенита, проведены исследования дисперсионно-карбидного упрочнения стали при отпусках в диапазоне температур – от 500 до 540°С [14, 15]. Влияние температур отпусков дисперсионно-карбидного упрочнения на твердость цементованного слоя при упрочняющей термической обработке теплостойкой комплексно-легированной дисперсионно-твердеющей стали мартенситного класса представлено в табл. 2.

Приведенные данные свидетельствуют о том, что при концентрации углерода в цементованном слое от 1 до 1,2% наиболее полный распад остаточного аустенита происходит при температуре 520°С.

Проведено исследование изменения фазового состава цементованного слоя теплостойкой комплексно-легированной стали мартенситного класса в процессе упрочняющей термической обработки.

Методом электрохимического изолирования выделены фазы, получаемые на разных этапах упрочнения цементованного слоя, и проведен рентгеноструктурный анализ изолятов, который показал, что основной фазой, присутствующей в диффузионном слое на всех этапах упрочнения, является карбид железа (Fe_3C). После проведения старения наблюдается присутствие фаз, полученных в результате дисперсионно-карбидного упрочнения – карбидов на основе хрома ($Cr_{23}C_6$), следов карбидов ниобия (NbC), которые повышают теплостойкость диффузионного слоя [16].

Проведены металлографические исследования изменения микроструктуры цементованного слоя теплостойкой комплексно-легированной диспер-

сионно-твердеющей стали мартенситного класса с разной концентрацией углерода в процессе упрочняющей термической обработки (рис. 1–3).

Микроструктура цементованного слоя с концентрацией углерода в слое от 1 до 1,2% (режим 1) после закалки, состоит в приповерхностной части из остаточного аустенита (~60–70%) (рис. 2, а), специальных карбидов и единичных, не растворившихся при нагреве и выдержке, включений легированного цементита (избыточных карбидов). Далее: вглубь слоя – аустенит, в переходной части – мартенсит и остаточный аустенит. Первый отпуск дисперсионного твердения проводили непосредственно после закалки, из аустенита выделялись специальные карбиды, а из мартенсита выделяется легированный цементит. Второй отпуск дисперсионного твердения при той же температуре и времени выдержки повысил твердость до 53–55 HRC, при этом сохранилось достаточно большое количество (~20–25%) остаточного аустенита. Частицы легированного цементита в приповерхностной части слоя укрупнились и выделились преимущественно по границам зерен. Для более полного превращения остаточного аустенита проводили обработку холодом при -70°С. Количество остаточного аустенита снизилось до 3–4%, твердость диффузионного слоя повысилась до 61–62 HRC. После обработки холодом проводили третий отпуск для снятия напряжений. Твердость понизилась на 1–2 единицы HRC за счет отпуска мартенсита и составила 59–60 HRC. Таким образом, микроструктура после упрочняющей термической обработки представляет собой в приповерхностной части (на глубине до 0,25 мм) мартенсит с избыточными карбидами (легированный цементит) в виде хаотично расположенных частиц неправильной геометрической формы. В переходной части слоя структура состоит из мартенсита и остаточного аустенита. Специальные карбиды наблюдаются по всей толщине слоя (рис. 3, а).

При концентрации углерода в слое 0,7–0,9% (режим 2) после закалки, микроструктура диффузионного слоя состоит из мартенсита, остаточный аустенит не наблюдается, мартенсит при

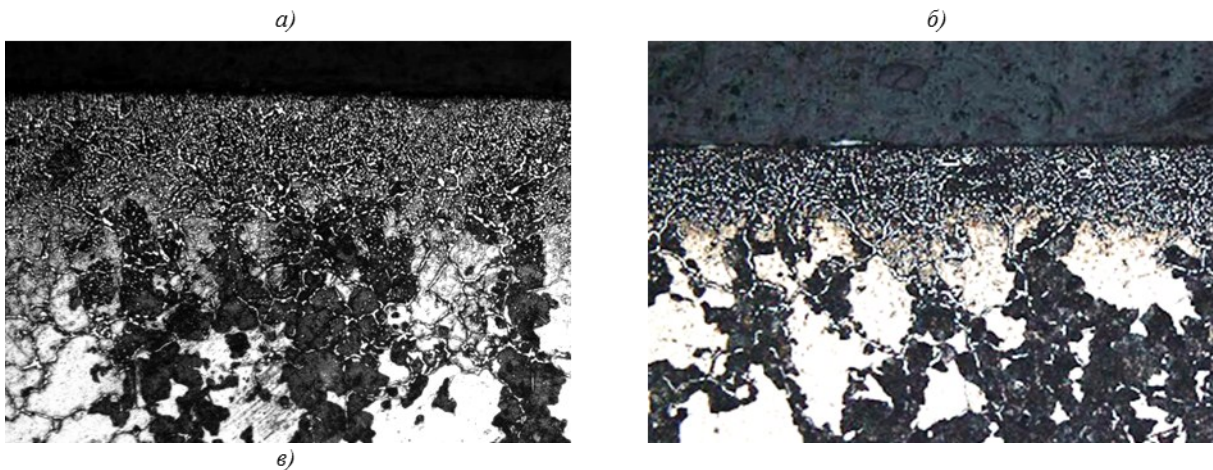


Рис. 1. Микроструктура ($\times 200$) приповерхностной части цементованного слоя дисперсионно-твердеющей хромоникелевой стали мартенситного класса после цементации по режимам 1 (а), 2 (б) и 3 (в)

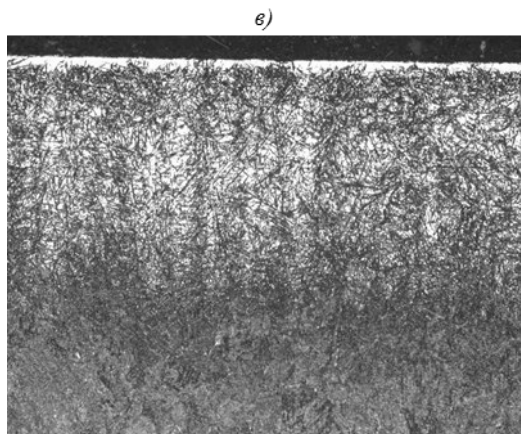
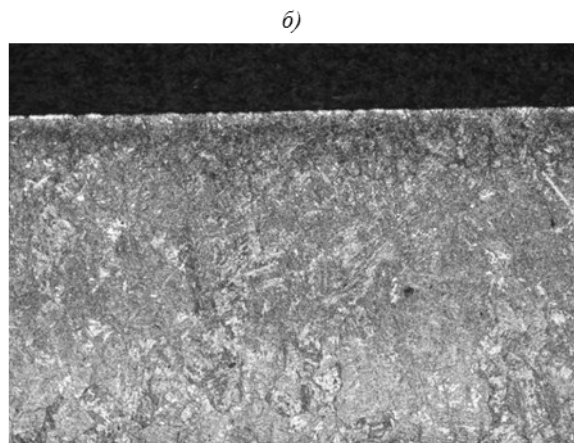
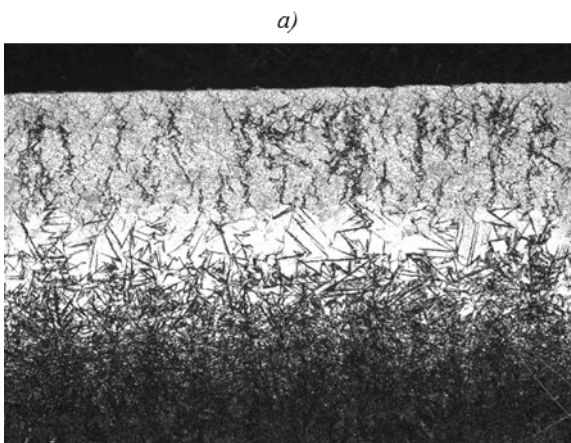


Рис. 2. Микроструктура ($\times 100$) цементованного слоя дисперсионно-твердеющей хромоникелевой стали мартенситного класса, прошедшего после закалки цементацию по режимам 1 (а), 2 (б) и 3 (в)

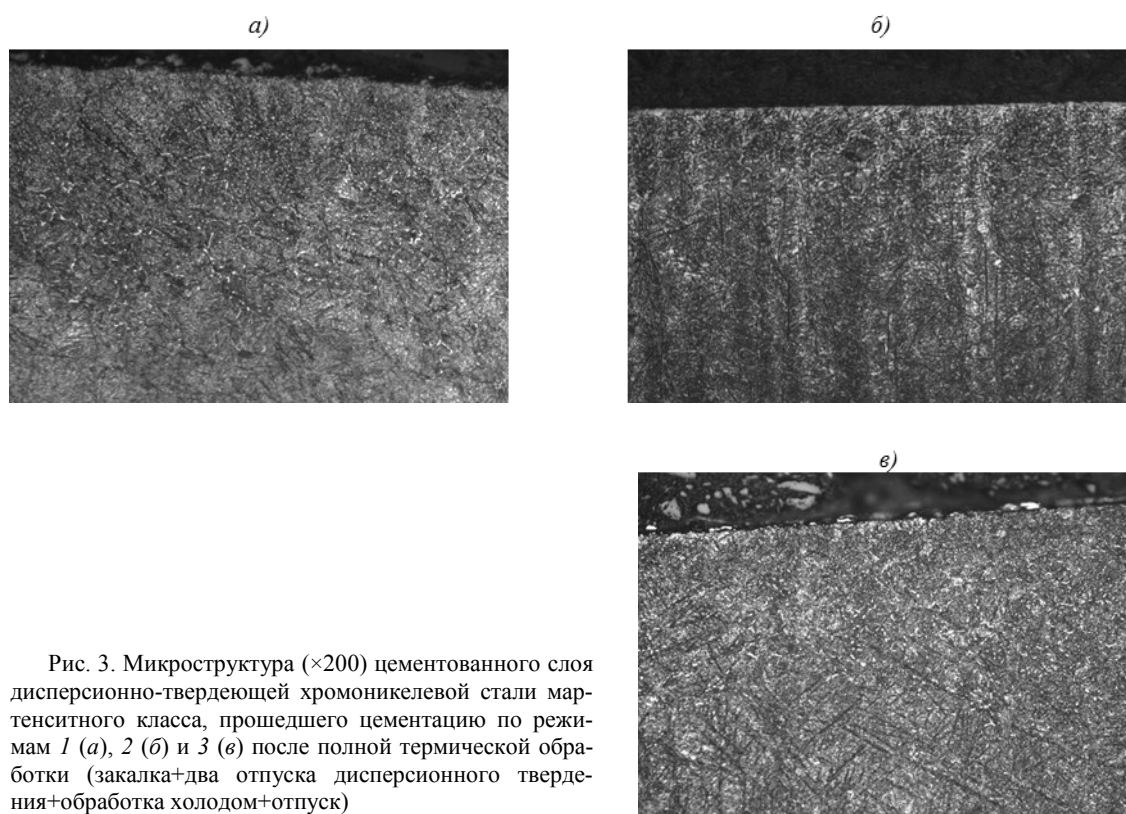


Рис. 3. Микроструктура ($\times 200$) цементованного слоя дисперсионно-твердеющей хромоникелевой стали мартенситного класса, прошедшего цементацию по режимам 1 (а), 2 (б) и 3 (в) после полной термической обработки (закалка+два отпуска дисперсионного твердения+обработка холодом+отпуск)

последующих отпусках разупрочняется, образуются участки сорбитной структуры (рис. 2, б и 3, б).

При концентрации углерода в слое 0,8–1% (режим 3) после закалки, микроструктура диффузионного слоя состоит из мартенсита, остаточного аустенита (~25–30%) и образовавшихся при цементации карбидов. При последующих отпусках происходит дисперсионно-карбидное упрочнение, микроструктура аналогична той, что наблюдается при концентрации углерода 1,1%, но твердость ниже (рис. 1–3, в).

Исследовано влияние выбранного режима упрочняющей термической обработки на механические свойства комплексно-легированной диспер-

сионно-твердеющей стали мартенситного класса. Испытания показали, что упрочняющая термическая обработка обеспечивает при испытании на растяжение предел прочности $\sigma_b=1350\text{--}1400$ МПа, ударную вязкость $KCU=80\text{--}110$ Дж/см².

Заключения

В результате проведения работы показано влияние концентрации углерода в цементованном слое теплоустойкой комплексно-легированной дисперсионно-твердеющей стали мартенситного класса на процессы дисперсионного твердения при упрочняющей термической обработке после вакуумной цементации.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Каблов Е.Н. Современные материалы – основа инновационной модернизации России // *Металлы Евразии*. 2012. №3. С. 10–15.
3. Каблов Е.Н. Разработки ВИАМ для газотурбинных двигателей и установок // *Крылья Родины*. 2010. №4. С. 31–33.
4. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Базылева О.А. Материалы для высоконагруженных деталей газотурбинных двигателей // *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана*. 2011. Спец. вып.: Перспективные конструкционные материалы и технологии. С. 13–19.
5. Крылов В.С. Разработка процессов насыщения стали азотом и углеродом при пониженном давлении: автореф. дис. ... докт. техн. наук. М., 1979. 35 с.
6. Рыжов Н.М., Смирнов А.Е., Фахуртдинов Р.С. и др. Особенности вакуумной цементации теплоустойкой стали в ацетилене // *МиТОМ*. 2004. №6. С. 10–15.

7. Рыжов Н.М., Смирнов А.Е., Фахуртдинов Р.С. Управление насыщенностью углеродом диффузионного слоя при вакуумной цементации теплоустойчивых сталей // МиТОМ. 2004. №8. С. 22–27.
8. Рыжов Н.М., Смирнов А.Е., Фахуртдинов Р.С. Вакуумная цементация хромоникелевой стали // МиТОМ. 2008. №2. С. 25–29.
9. Маркова Е.С., Якушева Н.А., Покровская Н.Г., Шалькевич А.Б. Технологические особенности производства мартенситостареющей стали ВКС-180 // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2013. №7. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.10.2016).
10. Гудремон Э. Специальные стали. Пер. с нем. М.: Металлургия. 1966. Т. 2. С. 1274.
11. Маркова Е.С., Покровская Н.Г., Шалькевич А.Б., Громов В.И. Мартенситостареющие стали – новые перспективные материалы для валов ГТД // Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 81–84.
12. Рыжов Н.М., Смирнов А.Е., Фахуртдинов Р.С. Циклическая прочность стали 16Х3НВФМБ-Ш (ВКС-5) после вакуумной цементации // МиТОМ. 2010. №2. С. 23–28.
13. Grafen W., Edenhofer B. Acetylene low-pressure carburizing – a novel and superior carburizing technology // Heat treatment of metals. 1999. Vol. 26. No. 4. P. 79–85.
14. Kula P., Olejnik J., Kowalewski J. New vacuum carburizing technology // Heat treatment progress. 2001. Vol. 1. No. 1. P. 57–65.
15. Frederick J.O., Daniel H.H. Heat treatment depends on the material and the property profile required // Heat treatment progress. 2002. Vol. 1. No. 6. P. 1–5.
16. Петраков А.Ф., Шалькевич А.Б. Высокопрочные стали в авиастроении // Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2002: юбилейный науч.-технич. сб. М.: ВИАМ, 2002. С. 180–191.