

# **Сверхпластичность и твердофазное соединение наноструктурированных материалов**

## **Часть I. Влияние размера зерна на твердофазную свариваемость сверхпластичных сплавов**

Лутфуллин Р.Я.

E-mail: lutram@anrb.ru

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, ул. Ст. Халтурина 39, 450001 Уфа

# **Superplasticity and solid-phase bonding of nanostructured materials**

## **Part I. The effect of grain size on the solid-phase weldability of superplastic alloys**

Lutfullin R.Ya.

Institute for Metals Superplasticity Problems RAS, Khalturin St. 39, 450001 Ufa, Russia

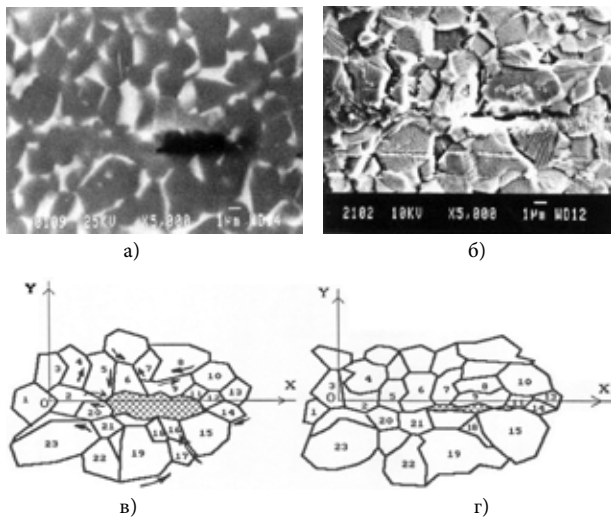
Представлен краткий хронологический обзор научных работ о влиянии эффекта сверхпластичности (СП) на повышенную свариваемость в твердом состоянии кристаллических материалов. В первой части обзора, на основании анализа результатов научных трудов, главным образом ученых ИПСМ РАН, показано, что наноструктурирование существенно на 200 - 300°C снижает нижнюю температурную границу проявления сверхпластичности известных материалов, что позволяет говорить об эффекте «низкотемпературной СП». Обсуждены результаты экспериментальных работ, указывающие на существование непосредственной связи низкотемпературной СП с повышенной твердофазной свариваемостью кристаллических материалов. Во второй части обзора для наноструктурного титанового сплава VT6 рассмотрена физическая модель процесса формирования твердофазного соединения в условиях проявления низкотемпературной СП. Используя данные физическое моделирование процесса твердофазного соединения в состоянии низкотемпературной СП, научно обоснована перспектива практического использования наноструктурированных материалов при разработке прорывных ресурсосберегающих технологий изготовления полых изделий сваркой давлением для предприятий авиационного машиностроения.

**Ключевые слова:** сверхпластичность, твердофазное соединение, кристаллические материалы, наноструктура, механические свойства, сварка давлением.

The manuscript presents a chronological review of studies dealing with the influence of the effect of superplasticity (SP) on improved solid state weldability of crystalline materials. On the basis of the analysis of the results of research works mainly made at the Institute for Metals Superplasticity Problems (IMSP) it has been shown that nanostructured processing provides decreasing the temperature of superplasticity of known materials by 200-300°C that confirms the effect of low temperature superplasticity. The study of the results of experimental studies indicates the existence of direct correlation between the low temperature SP and solid state weldability of crystalline materials. The manuscript considers a model of solid state joining under conditions of low temperature superplasticity for nanocrystalline titanium alloy VT6. The data of physical modeling of the process of solid state joining under low temperature SP conditions provide scientific basis for substantiation of practical implementation of nanostructured materials at air craft industry enterprises for developing advanced resource-saving technologies for producing hollow components by pressure welding.

**Keywords:** superplasticity, solid phase bonding, crystallite materials, nanostructure, mechanical properties, pressure welding.

Открытие и последующее изучение явления структурной сверхпластичности (СП) [1-5] создало научную основу для разработки уникальных ресурсосберегающих технологий формообразования с целью получения изделий сложной конфигурации практически из любых кристаллических материалов. Одним из примеров создания такой технологии является деформационная сварка давлением в состоянии СП объемных и листовых заготовок из титановых сплавов с микрокристаллической структурой [6-10]. Советские ученые Шоршоров М.Х., Дзnelадзе Э.М., Тихонов А.С. и др. одни из первых выявили и применили преимущества сверхпластической деформации при сварке давлением объемных титановых полуфабрикатов. На примере титановых сплавов ВТ6, ОТ4 и ВТ15 был сделан важный вывод об эффективности использования СП, обусловленной четырехкратным снижением необходимого сварочного усилия и существенным (в 6...30 раз) сокращением длительности процесса по сравнению с обычной сваркой в твердом состоянии при постоянном давлении с подогревом [6]. Одновременно, в 1975 году американскими исследователями К.Х. Гамильтоном и Л.А. Аскани был запатентован метод совмещения сверхпластической формовки с диффузионной сваркой [7], который по своей сути представляет твердофазную сварку листа из титанового сплава в процессе его сверхпластического



**Рис. 1.** Исчезновение микропоры в зоне ТФС при сверхпластической деформации титанового сплава ВТ14 за счет перемещения зерен: а – исходное состояние (нетравленная полированная поверхность в режиме фазового контраста «сomp»), б – тот же участок после деформации ( $T=860^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon}=2,6 \times 10^{-4} \text{с}^{-1}$ ,  $\epsilon=18\%$ ), в; г – схема.

деформирования. Между тем, несмотря на определенные практические успехи в направлении практического использования СП при сварке в твердом состоянии [6-10], принципиальные вопросы, затрагивающие физическую природу образования твердофазного соединения (ТФС) до 90-х годов прошлого века оставались невыясненными. Анализ кинетики формирования ТФС осуществлялся большинством исследователей с позиции ползучести, характерной для крупнозернистых материалов при низких скоростях деформации [11-15]. Таким образом, фактически не учитывали микрокри-

сталлическое состояние сверхпластического материала. Образование ТФС при сварке в твердом состоянии рассматривали как смятие микровыступов сближаемых поверхностей с возникновением физического контакта и одновременной активацией контактирующих поверхностей вышедшими в зону соединения дислокациями [11, 16]. Главную роль в процессе активации некоторые исследователи отводили дислокационному скольжению [11]. Другие специалисты [12, 17-20] акцентировали внимание на преимущественно диффузионной природе сварки материалов в твердом состоянии. Критерием завершения процесса формирования ТФС, по широко распространенному мнению, являлось проявление признаков рекристаллизации, в частности появление новых «общих» зерен в зоне соединения [11]. Между тем, указанные подходы не учитывали физической природы сверхпластической деформации, а возникновение новых зерен в процессе установившейся СП, как правило, не наблюдается [3-5].

**Таблица 1**

Нижняя температура СП деформации сплава типа ВТ6 (Ti-6Al-4V) в различных структурных состояниях.

Средний размер зерен сплава типа ВТ6 (Ti-6Al-4V), мкм	Нижняя температура проявления СП, $^{\circ}\text{C}$	Ссылка на источник
0,2	550	[37]
0,4	600	[36]
1	760	[38]
2,5	850	[39]

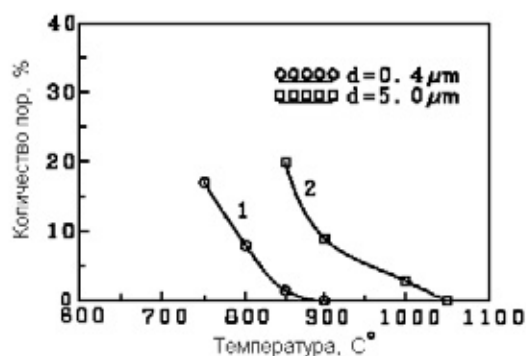
Доказательное научное обоснование влияния сверхпластической деформации на повышенную твердофазную свариваемость микрокристаллических материалов сделали российские ученые из Института проблем сверхпластичности металлов (ИПСМ) РАН на основе проведения ряда системных экспериментов по оригинальным методикам [21-25]. Основным результатом этих опытов стал экспериментально установленный факт влияния механизмов деформации, главным образом вклад основного механизма СП — зернограницного проскальзывания (ЗГП) в ускоренную кинетику формирования ТФС.

На примере ультрамелкозернистого двухфазного титанового сплава ВТ14 со средним размером зерен немногим превышающим 1 мкм было показано, что сверхпластическая деформация позволяет ускоренно, в сравнении с вакуумным отжигом [21], устранить пористость и повысить прочность ТФС до уровня прочности соединяемого материала. Причем качество соединения возрастает с увеличением степени деформации. Прицельный эксперимент позволил металлографически выявить механизм ускоренного исчезновения пор в зоне соединения в результате сдвигового смещения и разворота соседних зерен (рис. 1) [21]. Также было показано, что пористость в зоне ТФС титанового сплава ВТ14 не устраняется диффузионным путем даже при длительном (существенно, на порядок и выше превышающем

длительность сверхпластической деформации) вакуумном отжиге при температуре проведения сверхпластической деформации [21, 23, 24].

В работах [25-28] экспериментально обосновывается универсальный характер влияния СП, проявляющийся в повышенной твердофазной свариваемости любых микроструктурных материалов – металлических сплавов, интерметаллидов и керамики, в сравнении с результатами, полученными при использовании стандартных режимов диффузионной сварки. Эти результаты, несомненно, имеют практическую ценность для их дальнейшего использования в промышленности.

Классическая СП наблюдается на микроструктурных материалах. Изучение СП стимулировало интерес и необходимость получения ультрамелкозернистых кристаллических материалов, включая и наноструктурные [29]. Благодаря высокой удельной доле границ зерен наноструктурные материалы обладают фундаментальными свойствами в сравнении с крупнокристаллическими [29,30]. При этом у наноструктурных материалов было установлено существенное расширение температурного и деформационно-скоростного диапазона проявления эффекта СП [31-37].



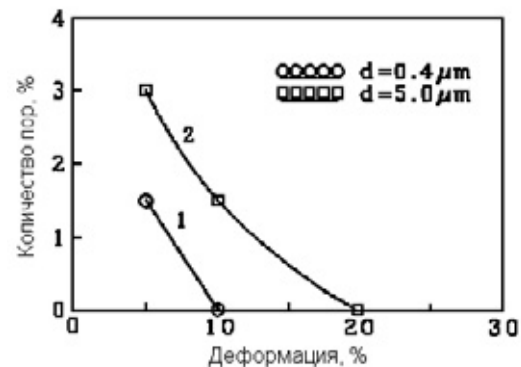
**Рис. 2.** Изменение относительной доли пор в зоне ТФС в зависимости от температуры твердофазной сварки интерметаллида TiAl ( $\epsilon=5\%$ ): 1 – средний размер зерен 0,4 мкм; 2 – средний размер зерен 5 мкм.

В пионерской работе [31] впервые было показано, что уменьшение на порядок среднего размера зерен в алюминиевом сплаве АМг6 с 4 мкм до 0,3 мкм приводит к резкому понижению температуры проявления СП с 420°C до 220°C. СП сплава при пониженной температуре, вызванное уменьшением размера зерен, авторами [31] было названо «низкотемпературной СП». Проявление «низкотемпературной СП» оказалось характерным и для других кристаллических материалов. В таблице 1 приведены опубликованные в научной литературе экспериментальные данные об изменении нижней температурной границы проявления структурной СП при испытаниях на растяжение двухфазного титанового сплава типа BT6 с различным исходным средним размером зерен.

Микроструктурный интерметаллид TiAl (сверхструктура  $L1_0$ ) со средним размером зерен 8 мкм, как показали авторы [33,34], проявляет эффект СП при 1025°C, а уменьшение среднего размера зерен до 0,4 мкм позволяет демонстрировать оптимальные сверхпластические свойства уже при 850°C.

Таким образом, замеченная исследователями [31-37] закономерность проявления «низкотемпературной сверхпластичности» при переходе материалов в субмикро- и наноструктурное состояние представляется несомненно универсальной и весьма перспективной для практического использования в технологии машиностроения при изготовлении разнообразных изделий.

Полученные научные результаты при изучении влияния размера зерен на особенности проявления сверхпластической деформации открывают принципиально новые возможности сварки в твердом состоянии труднообрабатываемых и жаропрочных материалов, включая интерметаллиды и керамики. Последние, как известно, отличаются высокой энергией активации диффузии, и для формирования в них качественного ТФС требуются высокие температуры и значительная длительность процесса по времени [40]. С другой стороны, логично ожидать, что использование наноструктурных материалов может представить уникальную возможность снижения температуры и времени сварки материалов в твердом состоянии.

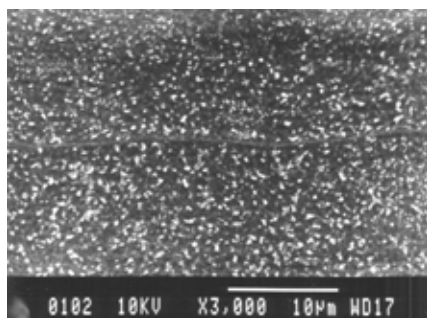


**Рис. 3.** Изменение относительной доли пор в зоне ТФС в зависимости от степени деформации при твердофазной сварке интерметаллида TiAl: 1 – средний размер зерен 0,4 мкм,  $T=850^\circ\text{C}$ ; 2 – средний размер зерен 5 мкм,  $T=1000^\circ\text{C}$ .

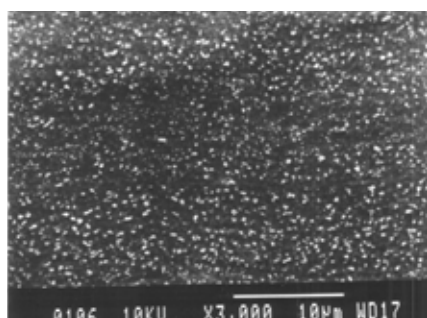
На острую необходимость, в частности для авиационного машиностроения, снижения температуры сверхпластического формообразования, включая твердофазную сварку, впервые обратили внимание специалисты фирмы «Boeing». Автором [38] впервые прямо было указано, что основным условием обеспечения реальной экономической эффективности от технологий с использованием сверхпластического деформирования является снижение с 900°C до 760°C температуры обработки титановых сплавов. В этой связи, согласно известным результатам авторов [41-45], переход к применению наноструктурированных титановых сплавов позволяет, используя явление «низкотемпературной СП», снизить на 250-300°C температуру сварки давлением для получения качественного ТФС. Первые результаты экспериментов по успешному осуществлению твердофазной сварки при пониженных температурах образцов из труднообрабатываемого жаропрочного титанового сплава BT8 и интерметаллида TiAl были представлены в 1994 году на международной конференции по СП «ICSAM-94» [41]. Эксперименты с интерметаллидом TiAl в различных структурных состояниях, в частности со средним размером зерен различающихся на порядок

– 0,4 мкм и 5 мкм, позволили получить ряд интересных результатов [26].

На Рис. 2 представлены экспериментальные кривые, отражающие зависимость относительной доли пор в зоне ТФС интерметаллида с различным размером зерен от температуры сварки для фиксированной степени деформации 5%. Беспористое ТФС достигается при 900°C и 1050°C соответственно при исходных размерах зерен 0,4 мкм и 5 мкм. Между тем, температура, при которой



**Рис. 4.** Зона ТФС после сварки листовых заготовок сплава ВТ6 со средним размером зерен 0,2 мкм при температуре 550°C.



**Рис. 5.** Зона ТФС после сварки листовых заготовок сплава ВТ6 со средним размером зерен 0,2 мкм при температуре.

возможно достижение качественного ТФС зависит не только от размера зерен, но и от степени деформации. На Рис. 3 представлены кривые иллюстрирующие зависимость относительной доли пор в зоне ТФС интерметаллида с различным размером зерен в зависимости от степени деформации при сварке давлением. При 850°C и степени деформации 10% (время деформации  $\tau \leq 1,8 \times 10^2$  с) было получено качественное соединение для интерметаллида TiAl с исходным размером 0,4 мкм. Для сравнения качественное ТФС на крупнозернистом интерметаллиде TiAl со сверхструктурой L1<sub>0</sub> японскими

**Таблица 2.**

Прочность твердофазного соединения листовых заготовок сплава ВТ6 в различных структурных состояниях.

Исходное состояние сплава ВТ6, температура сварки давлением, °C	Прочность ТФС на сдвиг $\tau$ , МПа
Состояние 2, 750	594,9
Состояние 2, 700	593,7
Состояние 2, 650	215,0
Состояние 1, 650	599,1
Состояние 1, 600	596,5
Состояние 1, 550	221,0

исследователями было достигнуто диффузионной сваркой при температуре 1200°C за время  $3,84 \times 10^2$  с [46].

Разработка метода всесторонней изотермическойковки [47] существенно продвинула техническую проблему получения наноструктуры в объемных полуфабрикатах из титановых сплавов, а использование метода изотермической прокатки [48] обеспечило возможность получения полупромышленных листовых полуфабрикатов из титановых сплавов со средним размером зерен

**Таблица 3.**

Механические свойства при комнатной температуре образцов сплава ВТ6, соединенных при 600°C.

Деформация ( $\epsilon$ ), %	Механические свойства			
	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
15	-	-	-	-
25	1156	1047	1,6	3,6
35	1149	1082	13,1	32,4

**Таблица 4.**

Механические свойства при комнатной температуре образцов сплава ВТ6, соединенных при 650°C.

Деформация ( $\epsilon$ ), %	Механические свойства			
	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
10	-	-	-	-
20	1124	1061	2,7	4,3
25	1068	1025	13,3	24,8

**Таблица 5.**

Механические свойства при комнатной температуре образцов сплава ВТ6, соединенных при 700°C.

Деформация ( $\epsilon$ ), %	Механические свойства			
	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
5	1054	1047	4,3	7,0
10	1052	1046	17,0	61,2
20	1020	1013	17,3	66,9

и их фрагментов около 0,2 мкм. Особенностью наноструктурных материалов является их низкая термостабильность [29,30]. В этой связи рациональное использование в технологии, в частности при сварке давлением, наноструктурных полуфабрикатов для решения сложных технологических задач требует еще всестороннего изучения. Тем не менее, на сегодня уже ясно, что повышенные сверхпластические свойства, например, проявление «низкотемпературной сверхпластичности» в наноструктурных материалах наиболее востребовано для развития перспективных сварочных технологий, проводимых при пониженных температурах и обеспечивающих минимальную деградацию исходной наноструктуры [49,50].

Рассмотрим результаты экспериментов, полученные при твердофазном соединении образцов наноструктурного сплава ВТ6. Двухфазный титановый сплав ВТ6,

как и его западный аналог Ti-6Al-4V, является «рабочей лошадкой» авиационного машиностроения, и вопрос снижения температуры его горячей технологической обработки с 950°C по крайней мере до 760°C к настоящему времени весьма актуален по соображениям экономической эффективности промышленного производства [36,38,44,49,50].

В работе [45] улучшение твердофазной свариваемости наноструктурного сплава ВТ6 на материаловедческом уровне объясняется влиянием зернограницного проскальзывания на активизацию массопереноса, а на физическом уровне повышенная свариваемость связывается с понижением работы выхода электронов металла. В этой связи эксперименты по физическому моделированию начальной температуры схватывания образцов сплава ВТ6 при термокомпрессионной сварке давлением в вакууме  $2,0 \times 10^{-3}$  Па выявили четкую связь этой температуры с размером зерен для наноструктурного и крупнозернистого материала. По результатам фрактографического анализа поверхности разъединенных образцов установлено понижение температуры схватывания как минимум на 150°C при переходе от крупнозернистого к наноструктурному сплаву [51]. Хотя отмеченные результаты и являются предварительными, требуя совершенствования использованной методики, тем не менее, они заслуживают более пристального внимания.

Важными представляются результаты сварки листовых образцов наноструктурированного сплава ВТ6 со средним размером зерен 0,2 мкм (состояние1) и 0,4 мкм (состояние2) [52]. Для образцов в состоянии 1 уже при 550°C возможно получение ТФС без пор (рис. 4), однако соединяемые поверхности разделены тонким слоем оксидной пленки толщиной около 20 нм. Наличие оксидной пленки негативно сказывается на механических свойствах ТФС. Результаты механических испытаний ТФС листовых образцов на срез при комнатной температуре представлены в таблице 2.

Приведенные в таблице 2 результаты показывают возможность достижения качественного ТФС с использованием эффекта низкотемпературной СП при 700°C в случае использования сплава ВТ6 в состоянии 2 со средним размером зерен 0,4 мкм. Уменьшение среднего размера зерен до 0,2 мкм, соответствующее состоянию 1, позволило снизить на 100°C нижнюю границу температуры сварки и получить качественное соединение уже при температуре 600°C (рис.5, табл.2).

Качество ТФС определяется степенью деформации при сварке образцов. Этот факт подтверждается результатами механических испытаний на растяжение объемных образцов, предварительно соединенных при температурах 600, 650 и 700°C (табл. 3-5), соответствующих температурному интервалу проявления низкотемпературной СП в наноструктурном сплаве ВТ6 [52].

## Заключение

Уменьшение среднего размера зерен в титановых сплавах от микрокристаллического до наноструктурного уровня позволяет снизить температуру твердофазной

свариваемости этих материалов на 200-300°C в сравнении с традиционной диффузионной сваркой.

## Литература

1. C.E. Pearson. J. Inst. Metals. 54, 111 (1934).
2. A.A. Bochvar, Z.A. Sviderskaya. Izv. AN SSSR ONT. 9, 821 (1945). (in Russian)
3. O.A. Kaibyshev. Plasticity and Superplasticity of Metals. Moscow, Metallurgiya, (1975) 280 p. (in Russian)
4. M.W. Grabski. Structural Superplasticity of Metals. Moscow, Metallurgiya, (1975) 272 p. (in Russian)
5. I.I. Novikov, V.K. Portnoi. Superplasticity of Alloys with Ultra Fine Grain. Moscow, Metallurgiya, (1981) 168 p. (in Russian)
6. M Kh. Shorshorov, E.M. Dzeladze, A.S. Tikhonov et al. Welding Production. 11, 20 (1975). (in Russian)
7. C.H. Hamilton and L.A. Ascani. U.S. Patent 3920175 (1975).
8. E. S. Karakozov. Joint of Metals in Solid Phase. Moscow, Metallurgiya, (1976) 262 p. (in Russian)
9. E.D. Weisert, G.W. Stacher. Metal Progress. 3, 33 (1977).
10. D. Stephen. Superplastic Forming and Diffusion Bonding of Titanium, London, The Institute of Metals, (1986) P.108.
11. E. S. Karakozov. Pressure Welding of Metals. Moscow, Machine-Building, (1986) 280 p. (in Russian)
12. L. N. Larikov et al. Diffusion Processes during Solid-Phase Welding. Moscow, Machine-Building, (1975) 192 p. (in Russian)
13. J. Pilling. Mater. Sci. Eng. 100, 137 (1988).
14. A. Hill and E.R. Wallach. Acta Metall. 37, 2425 (1989).
15. Y. Maehara, Y. Komizo, T.G. Langdon. Mater. Sci. Tech. 4, 669 (1988).
16. V. S. Gostomelski, E. S. Karakozov, A.P. Ternovski. Doklady Akademii Nauk SSSR. 250, 1377 (1980). (in Russian)
17. N.F. Kazakov. Diffusion Bonding in Vacuum. Moscow, Machine-Building, (1968) 331 p. (in Russian)
18. G.V. Konushkov, U.N. Kopulov. Diffusion Bonding in Transistor Electronics. Moscow, Energy, (1974) 168 p. (in Russian)
19. N. F. Lashko, S.V. Lashko-Avakyan. Material Science of Welding. Moscow, Machine-Building, (1954). (in Russian)
20. O.D. Sherby, J. Wadsworth. Mater. Sci. Tech. 1, 11 (1985).
21. O.A. Kaibyshev, R.Ya. Lutfullin, V.K. Berdin. Doklady Akademii Nauk SSSR. 319, 615 (1991). (in Russian)
22. V.K. Berdin, O.A. Kaibyshev, R.Ya. Lutfullin. Doklady Akademii Nauk. 324, 1006 (1992). (in Russian)
23. O.A. Kaibyshev, R.Ya. Lutfullin, V.K. Berdin. Phys. Met. Metall. 75, 96 (1993).
24. O.A. Kaibyshev, R.Ya. Lutfullin, V.K. Berdin. Acta Metall. Mater. 42, 2609 (1994).
25. O.A. Kaibyshev, R.Ya. Lutfullin, R.V. Safiullin. In: Proc. of Confer. Superplasticity and Superplastic Forming, ed. by Ghosh A.K. and Bieler T.R. Warrendale, TMS (1995) P. 241.
26. R.Ya. Lutfullin, R.M. Imayev, O.A. Kaibyshev et al. Scripta Met. et Mat. 33, 1445 (1995).

27. R.Ya. Lutfullin, O.A. Kaibyshev. Materials Science Forum, Trans. Tech. Publ. 243-245, 681 (1997).
28. R.Ya. Lutfullin. In: Severe plastic deformations: Towards Bulk Production of Nanostructured Materials, ed. By Altan B. S. New York, Nova (2006) Chapter 4.2, P. 381.
29. A.A. Nazarov, R.R. Mulyukov. Nanostructured Materials. In: Handbook of Nanoscience, Engineering and Technology, ed. by Goddard W., Lyshevski S., Iafrate G., CRC Press (2003) Chapter 22, P.1.
30. N.I. Noskova and R.R. Mulyukov. Submicrocrystalline and Nanocrystalline Metals and Alloys. Ekaterinburg, UrD RAS (2003) 279 p. (in Russian)
31. R.Z. Valiev, O.A. Kaibyshev, R.I. Kuznetsov, R.Sh. Musalimov, N.K. Tsenev. Doklady Akademii Nauk SSSR. 301, 864 (1988). (in Russian)
32. R.Z. Valiev, N.A. Krasilnikov, N.K. Tsenev. Mater. Sci. Eng. A137, 35 (1991).
33. R.M. Imayev, V.M. Imayev. Scr. Met. 25, 2041 (1991).
34. R.M. Imayev, O.A. Kaibyshev, G.A. Salishchev. Acta Met. 40, 581 (1992).
35. G.A. Salishchev, O.R. Valiakhmetov, R.M. Galeev. J. Mater. Sci. 28, 2898 (1993).
36. G.A. Salishchev, R.M. Galeev, O.R. Valiakhmetov, R.V. Safiullin, R.Ya. Lutfullin, O.N. Senkov, F.H. Froes, O.A. Kaibyshev. Mat. Tech. & Adv. Perf. Mater. 15.2, 133 (2000).
37. V.V. Astanin. Vestnik UGATU. 2, 34 (2002). (in Russian)
38. P.N. Comley. Materials Science Forum. 447-448, 233 (2004) Trans Tech Publications.
39. L.A. Elagina, B.F. Brailovskaya, B.A. Kapitonov. Tsvetnye metally. 2, 63 (1979). (in Russian)
40. R.A. Musin, G.V. Konushkov. Bonding Metals to Ceramics. Moscow, Machine-Building, (1991) 224 p. (in Russian)
41. O.A. Kaibyshev, R.Ya. Lutfullin, R.V. Safiullin, S.N. Fatkullin. Materials Science Forum. Trans. Tech. Publ. Switzerland. 170 - 172, 737 (1994).
42. R.Ya. Lutfullin, O.A. Kaibyshev, R.V. Safiullin, O.R. Valiakhmetov, M.Kh. Mukhametrahimov. Acta Metallurgica Sinica (English Letters). 13, 561 (2000).
43. R.Ya. Lutfullin, O.R. Valiakhmetov, R.M. Galeev, M.Kh. Mukhametrahimov. Metals. 2, 102 (2000). (in Russian)
44. R.Ya. Lutfullin. In: Current Status of Theory and Practice of Superplasticity in Materials. Ufa, Gilem (2000) P. 67. (in Russian)
45. R.Ya. Lutfullin, O.A. Kaibyshev, O.R. Valiakhmetov, M.Kh. Mukhametrakhimov, R.V. Safiullin, R.R. Mulyukov. Journal of Advanced Materials. 4, 21 (2003). (in Russian)
46. Y. Nakao, K. Shinozaki, M. Hamada. ISIJ International. 31, 1260 (1991).
47. O.A. Kaibyshev, G.A. Salishchev, R.M. Galeev, R.Ya. Lutfullin, O.R. Valiakhmetov, Russian Patent 2134308 (1999). (in Russian)
48. V.V. Astanin, O.A. Kaibyshev. . Russian Patent 2320771 (2008). (in Russian)
49. A.A. Kruglov, R.Ya. Lutfullin, M.Kh. Mukhametrakhimov, O.A. Rudenko, R.V. Safiullin. Journal of Advanced Materials. 6, 79 (2005). (in Russian)
50. R.Ya. Lutfullin, M.Kh. Mukhametrakhimov. Metal Science and Heat Treatment. 48, 54 (2006).
51. M.Kh. Mukhametrakhimov, R.Ya. Lutfullin. Vestnik Tambovskogo University. 15, 866 (2010). (in Russian)
52. R.Ya. Lutfullin, M.Kh. Mukhametrakhimov. Journal of Advanced Materials. 7, 189 (2009). (in Russian)