

МАШИНОСТРОЕНИЕ И МАШИНОВЕДЕНИЕ

УДК.620.193.16.004.624

Ахмедпашаев А.У., Ахмедпашаев М.У., Бегов Ж.Б., Мусаибов Б.М.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА СТРУКТУРУ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ ПОСЛЕ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ

Ahmedpashaev A.U., Ahmedpashaev M.U., Begov J.B., Musaibov B.M.

THE STUDY OF THE INFLUENCE OF ALLOYING ELEMENTS ON THE STRUCTURE OF THE EXPERIMENTAL SAMPLES AFTER SURFACE HARDENING

Рассмотрены вопросы совершенствования существующих и разработки новых безотходных, материалосберегающих производственных процессов, в частности процессов, которые обеспечивают получение заготовок с минимальными припусками под последующую механическую обработку при одновременном снижении расхода дефицитных материалов.

Ключевые слова: *металлические порошки, порошковая металлургия, инструментальная промышленность, режущий инструмент, активность углерода в металле, глубина слоя, продолжительность процесса, диффузия углерода в металле, коэффициент легирования.*

Issues of the improvement of existing and development of new waste-free, material-saving production processes, in particular processes that provide for the production of workpieces with minimum allowance for subsequent mechanical processing while reducing consumption of scarce materials.

Key words: *metal powders, powder metallurgy, tool industry, cutting tool, the activity of carbon in the metal, the depth of the layer, the duration of the process, diffusion of carbon in the metal, the ratio of doping.*

Одним из основных направлений развития технологии машиностроения в настоящее время является совершенствование существующих и разработка новых безотходных, материалосберегающих производственных процессов, в частности процессов, которые обеспечивают получение заготовок с минимальными припусками под последующую механическую обработку при одновременном снижении расхода дефицитных материалов. В решении этой проблемы определенная роль принадлежит порошковой металлургии.

При науглероживании сложнолегированных порошковых карбидосталей основными параметрами являются: активность углерода в металле, глубина слоя, продолжительность процесса, диффузия углерода в металле, коэффициент легирования. Эти параметры учитываются в основном при изготовлении износостойкой детали машин и инструментов.

Для создания методики расчета параметров науглероживания порошковых материалов на основе железа была использована математическая модель, учитывающая основные особенности ее протекания в реальных условиях, связывающая показатели качества обработки с технологическими параметрами процесса и газовым режимом карбюратора, протекающим внутри контейнера.

Математическая модель процесса науглероживания при относительно аналитическом решении величин активностей углерода в диффузионном слое и науглероживающей атмосферы при одностадийном режиме (с индексом «н») и по диффузионному двухстадийному циклу (с индексом «д») имеют следующий вид:

$$a_n(x, y, t) = [a_o - a_{am}^n(y, t)] \times \left[\operatorname{erf} \frac{X}{2\sqrt{\tau_o}} + \exp(\beta_o^2 \tau_o + \beta_o X) \times \operatorname{erfc} \left(\frac{X}{2\sqrt{\tau_o}} + \beta_o \sqrt{\tau_o} \right) \right] + a_{am}^n(y, t), \quad (1)$$

$$a_{am}^n(y, t) = a_{am_o} \left[1 - \left(1 - \frac{a_o}{a_{am_o}} \right) \exp(\beta_o^2 \tau_o) \operatorname{erfc}(\beta_o \sqrt{\tau_o}) \frac{a_{am_o}^2 \beta \omega}{M} y \right], \quad (2)$$

$$a_o(x, y, t) = a_{am_1} \left\{ F - BX - E \frac{a_{am_1}^2 \beta \omega}{M} y + QX \frac{a_{am_1}^2 \beta \omega}{M} y + \left[\frac{a_{am}^o(y, t)}{a_{am_1}} + E \frac{a_{am_1}^2 \beta \omega}{M} y - F - \frac{B}{b_o} + \frac{Qa_{am_1}^2 \beta \omega}{M} y \right] \times \left[\operatorname{erfc} \left(\frac{X}{2\sqrt{\tau_1}} \right) - \exp(\beta_o X + \beta_o^2 \tau_1) \operatorname{erfc} \left(\frac{X}{2\sqrt{\tau_1}} + \beta_o \sqrt{\tau_1} \right) \right] \right\}, \quad (3)$$

$$a_{am}^o(y, t) = a_{am_1} \left\{ 1 + \left[\left(F + \frac{B}{\beta_o} - 1 \right) \times \exp(\beta_o^2 \tau_1) \operatorname{erfc}(\beta_o \sqrt{\tau_1}) - \frac{B}{\beta_o} \right] \times \frac{a_{am_1}^2 \beta \omega}{M} y \right\}, \quad (4)$$

где $\beta_o = \frac{\beta \cdot l_o}{\lambda_a}$; $l_o = \frac{\delta}{3}$; $\tau_o = \frac{D_{ucm} t_o}{l_o^2}$; $\tau_1 = \frac{D_{ucm} t_1}{l_o^2}$; $X = \frac{x}{l_o}$; a_{am_o}, a_{am_1} – активность атмосферы на входе в загрузку соответственно в периоды насыщения и диффузии; a_o – активность углерода в металле; τ_o, τ_1 – соответственно продолжительность периодов насыщения и диффузии, с; δ – глубина науглероженого слоя, 10^{-2} м; F, B, Q, E – численные коэффициенты. D_{ucm} – истинный коэффициент диффузии углерода в металле, 10^{-4} м²/с:

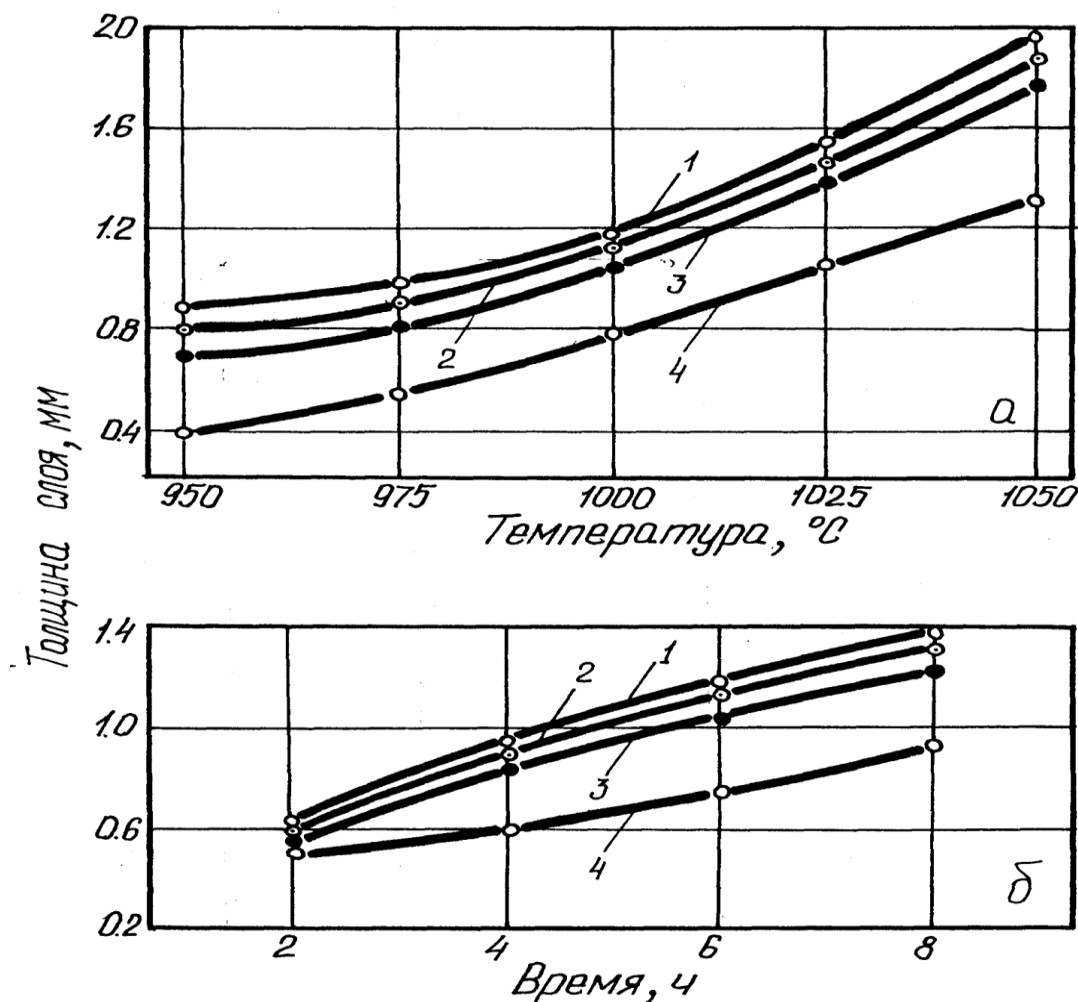
$$D_{ucm} = \frac{100 f \lambda a}{\rho} \quad (5)$$

где f – коэффициент легирования; λ_a – коэффициент массопроводности, 10 кг/м•с;

ρ -плотность металла, 10^3 кг/м^3 ; t - температура, $^\circ\text{К}$; M - средняя молекулярная масса смеси; x – текущая координата глубины слоя, 10^{-2} м ; y – текущая координата в направлении движения газового потока, 10^{-2} м ; ω – удельная поверхность изделия, $10^{-2} \text{ м}^2/\text{м}$.

Уравнения (1-5) позволяют определять активность углерода в каждой точке диффузионного слоя в процессе карбидизации сложнолегированных материалов на основе железа, а также активность атмосферы в периоды насыщения и диффузии в любом сечении загрузки и момента времени.

Стойкость износостойких деталей (при прочих равных условиях) обеспечивается рациональным выбором материалов рабочих частей и методом их упрочнения.



1- ПИ20Т2М2ВН2Х6; 2-ПИ40Т6М4В2Н4Х9; 3-ПИ60Т2М6ВФ6Н2Х12;4-ПИ20Т10М2В3Ф6Н2Х12 (прессовки 1, 9, 3, 6 соответственно)

Рисунок 1 - Влияние температуры (а, $\tau = 6\text{ч}$) и времени (б, $t = 1000^\circ\text{C}$) науглероживания на толщину слоя

На рисунке 1 показано изменение толщины слоя рассматриваемых порошковых образцов в зависимости от температуры и продолжительности

карбидизации. С повышением температуры и времени насыщения, толщина диффузионного слоя увеличивается. Наиболее интенсивно возрастает толщина карбидизированного слоя у образцов с меньшим содержанием карбидообразующих элементов и перлитную основу (ПИ20Т2М2ВН2Х6, ПИ60Т2М2В3Н6Х12). На остальных сталях часть поступающего углерода растворяется в аустените, карбиды не успевают сильно укрупняться и толщина слоя растет интенсивно. На основании проведенных исследований был выбран оптимальный режим цементации ($t=1000^{\circ}\text{C}$, $\tau=6$ ч). Полученные экспериментальные данные по изменению толщины диффузионного слоя на опытных образцах приведены в таблице 1.

Таблица 1 - Экспериментальные данные толщины диффузионных слоев

Характеристика	Номера прессовок								
	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Толщина слоя, мкм	1500	1250	1200	1150	1450	1100	1300	1250	1350

При науглероживании порошковых материалов износостойкость деталей, в конечном счете, зависит от твердости, количества и размеров карбидов, состава фаз и благоприятной структуры. Это указывает на необходимость изучения влияния легирующих элементов и режимов упрочнения на толщину, структуру, фазовый состав диффузионных слоев.

Процесс науглераживания вели с подачей керосина и воды и поддержанием CO_2 в печной атмосфере на уровне 0,25...0,27 %, что соответствует углеродному потенциалу определенному 31,2...1,3% С., по математической модели 1.3.

Средний химический состав номеров прессовок, в (% по массе):

1. С-0,2; Ti-2; Мо-2; W-1; Ni-2; Cr-6;
2. С-0,6; Ti-10; Мо-2; W-1; V-6; Ni-6; Cr-6;
3. С-0,6; Ti-2; Мо-6; W-1; V-6;; Ni-2 Cr-12;
4. С-0,2; Ti-10; Мо-6; W-1; Ni-6; Cr-12;
5. С-0,6; Ti-2; Мо-2; W-3; Ni-6; Cr-12;
6. С-0,2; Ti-10; Мо-2; W-3; V-6; Ni-2; Cr-12;
7. С-0,2; Ti-2; Мо-6; W-3; V-6; Ni-6; Cr-6;
8. С-0,6; Ti-10; Мо-6; W-3; Ni-2; Cr-6;
9. С-0,4; Ti-6; Мо-4; W-2; Ni-4; Cr-9;

Соответственно условное обозначение прессовок:

1. ПИ20Т2М2ВН2Х6
2. ПИ60Т10М2ВФ6Н6Х6
3. ПИ60Т2М6ВФ6Н2Х12
4. ПИ20Т10М6ВН6 Х12
5. ПИ60Т2М2В3Н6Х12

6. ПИ20Т10М2В3Ф6Н2Х12
7. ПИ20Т2М6В3Ф6Н6Х6
8. ПИ60Т10М6В3Н2Х6
9. ПИ40Т6М4В2Н4Х9

Далее было исследовано возможности создания нанотехнологических принципов управления структурой диффузионных слоев

В нанокристаллических материалах от 2 до 50% объема приходится на межфазные границы. Поэтому они могут быть разделены на два структурных компонента: кристаллический, который включает в себя атомы, расположенные внутри кристаллитов, и межкристаллитный, образуемый из всех атомов, расположенных на границе.

Атомная структура границ не простая и зависит от многих параметров; в первую очередь, от ориентации двух соседних кристаллов. Поскольку кристаллиты, формирующие нанокристаллический материал, ориентированы случайно, то таких границ с различными строениями, положениями атомов в пространстве, задаваемых разнообразно ориентированными зернами имеют в огромном количестве ($\sim 10^{19}$ в 1 см^3) [2].

Эксперименты показывают, что прочность и твердость нанокристаллических материалов значительно выше, чем их крупнозернистых аналогов. Это связано с тем, что в нанометровых кристаллитах отсутствуют дислокации, которые (при малой их плотности) являются факторами разупрочнения в крупнозернистых поликристаллах. Поэтому можно считать, что нанометровые размеры кристаллитов - это основной источник прочности нанокристаллических материалов. В таких материалах наблюдается также явление сверхпластичности. Нанокристаллическая структура металлических сплавов неустойчива и может происходить рост зерна, как и любого материала на основе железа при аустенитных температурах. В этой связи чрезвычайно важно создание наследственно мелкозернистых рациональнолегированных сталей и порошковых материалов, для металлообрабатывающих инструментов, для получения на поверхностных слоях структур, равномерно распределенных тугоплавкими карбидными включениями в сравнительно пластичной матрице (принцип Шарпи).

Для управления структурой диффузионных слоев при науглероживании важно применение третьей аллотропную форму углерода (фуллерены), обнаруженную в 1985 году, так как углеродные наноматериалы образуются из таких же кристаллических структур.

Анализ литературных данных показывает [2, 3], что для синтеза нанокристаллических структур применяются следующие методы: получение из газовой фазы, осаждение из коллоидных растворов, разложением и восстановлением соединений, механо-синтезом, детонационным синтезом, электро-взрывом.

В методе испарения (сублимации) - конденсации нанопорошок получается при испарении металла, сплава или полупроводника при контроли-

руемой температуре в атмосфере благородного низкого давления с последующей конденсацией пара вблизи холодной поверхности или на ней. В отличие от испарения в вакууме атомы вещества, испаренного в разреженной инертной атмосфере быстрее теряют кинетическую энергию из-за столкновений с атомами газа и образуют кластеры. Данный метод можно применять и для получения нанопорошков при науглероживании рационально легированных сталей и порошковых материалов для металлообработки инструмента.

В этом случае, возможно, имеет место следующие закономерности образования наночастиц методом испарения - конденсации:

1) образование нанопорошков происходит при охлаждении пара в зоне конденсации, которая тем больше, чем меньше давление газа;

2) с увеличением давления газа до нескольких сотен паскалей средний размер конденсирующихся частиц сначала быстро увеличивается, а затем медленно приближается к предельному значению в области давлений более 2500 Па;

3) при одинаковом давлении переход от Ne к Xe, т. е. от менее плотного благородного газа к более плотному, сопровождается ростом размера наночастиц в несколько раз.

Размер частиц нанопорошка при получении данным методом колеблется от двух до нескольких сотен нанометров.

Новые стабилизированные нанокристаллические материалы будут создаваться не на базе металлов, а на основе многокомпонентных систем. Соединения металлов с кислородом, азотом и углеродом, имеющие высокую температуру плавления и высокую термическую стабильность, станут основными компонентами нанокристаллических материалов будущего, поскольку позволят создать наноматериалы, стабильно работающие и не меняющие свои свойства в течение всего срока эксплуатации. Именно оксидам, нитридам и карбидам металлов суждено проявить свои высокие свойства в мире нанотехнологий.

Для получения нанопорошков тугоплавких карбидных соединений чаще всего применяется плазмо-химический синтез. При таком синтезе используется низкотемпературная (4000÷8000°K) азотная, аммиачная, углеводородная или аргоновая плазма дугового, тлеющего, высоко-либо сверхвысокочастотного разряда. При науглероживании важно, для этой цели, использование ионной цементации.

Химический синтез в реагирующей газовой смеси проводят также с использованием лазерного нагрева. Лазерный нагрев обеспечивает контролируемое гомогенное зародышеобразование.

Для процесса науглероживания наиболее приемлемо получение диффундирующих нанокристаллических порошков из газовой фазы и разложением и восстановлением образованных карбидных и других соединений. Управления структурой диффузионных слоев возможно при науглероживании.

вании, когда конденсация атомарного углерода происходит согласно диаграммы: металл-углерод.

Качество рационально легированных материалов может быть повышено за счет использования наночастиц и атомарной обработки, получаемые разложением углеродосодержащих соединений. Использование нанотехнологии при науглероживания позволят создавать более прочные композитные (смешанные, сложносоставные) поверхностноупрочненные материалы, способные изменять свою структуру в зависимости от окружающей среды (углеродного потенциала).

Таким образом, управления структурой диффузионных слоев при науглероживании может идти в двух направлениях:

- 1) получение углеродных нанопорошков (фуллеренов) и внедрение на поверхность обычными способами химико-термической обработки;
- 2) науглероживание поверхности рационально-легированных сталей и порошковых материалов с мгновенным поверхностным нагревом (аргоновая дуговой плазма, тлеющего, высоко- либо сверхвысокочастотного разряда, лазерным и др.) при условиях, образующих нанокристаллов.

Выше проведенные исследования показывает, что в процессе науглероживания происходят незначительные изменения размеров металлообрабатывающего инструмента до 0,1- 0,2 мм по всему сечению. При этом шероховатость поверхности остается неизменной.

Деформация при химико-термической обработке обусловлена как структурными превращениями, вызывающими изменение объема, так и тепловыми напряжениями, в результате образования которых возникают изменения формы изделия. Объемные изменения прямо пропорциональны содержанию углерода в стали.

Существенное влияние на деформацию оказывает концентрация углерода в слое, глубина насыщения, режим охлаждения при закалке. По этой причине автоматическое регулирование степени насыщения становится особенно целесообразным. После науглероживания существенное изменение шероховатости поверхности не наблюдалось.

Весьма эффективным методом снижения деформации является применение при цементации непосредственной закалки с подстуживанием взамен закалки с повторного нагрева. Это позволяет уменьшить деформацию по биению с 0,2...0,3 до 0,06...0,12 мм. Значительное уменьшение деформации достигается при ступенчатой закалке в горячем масле (150...200°C); этот метод получил широкое распространение в производственной практике.

Собственно металлургическая анизотропия автодеформации подобно общей анизотропии физических и механических свойств является следствием прежде всего неоднородности макро- и микростроения реального металла, в частности — в поковках и прокатном сорте, наличия ориентированной структуры, строчечности, локализованной разнотерности, ориентированных карбидных включений и т. п. после закалки в направле-

нии, параллельном строчкам карбидов, и сжимается в поперечном направлении. Эффект возрастает с относительным увеличением общей массы и укрупнением частиц карбидных фаз. В прокате и поковках микроскопическая карбидная неоднородность часто усугубляется макроскопической (наличием текстуры); в наружных слоях металла карбидная фаза мельче, в глубинных - крупнее. Соответственно анизотропия возрастает в сердцевине.

Методы ослабления этих эффектов:

а) все способы уменьшения строчечности (лучшая уковка заготовок; повышение температуры аустенитизации для более полного растворения карбидов; предварительные термические операции, направленные к той же цели, например диффузионный отжиг, и др.);

б) в отдельных случаях увеличение сечения сортамента стали, применяемого для вырезки заготовок, и выбор участков с меньшими градиентами величины и распределения карбидов;

в) замена типа применяемой стали.

Оптимальная структура стали при наличии карбидных фаз — мелкие равномерно распределенные частицы карбидов.

Структурные неоднородности материала могут вызывать также деформацию изгиба. При однородном химическом составе по сечению выявлена структурная неоднородность, вызванная предшествующей термической обработкой: на одной стороне по образующей имелся бейнит, на другой — перлит.

В данной работе для устранения коробления и других недостатков химико-термической и термической обработок рекомендуются отделочные операции до 0,15 мм (шлифование доводка и т.д.). Эти процессы не влияют на эксплуатационные характеристики, так как диффузионный слой достаточно толстый (1,2-1,5) мм.

Выводы:

1. Проанализированы особенности науглероживания комплекснолегированных порошковых износостойких образцов.

2. Подобраны оптимальные режимы науглероживания и термической обработки ($t_{\text{ц}} = 1000^{\circ}\text{C}$; $\tau = 6\text{ч.}$; $t_{\text{зак}} = 1000^{\circ}\text{C}$, отпуск $180...200^{\circ}\text{C}$) порошковых износостойких экспериментальных образцов;

Библиографический список:

1. Патент № 2354502 Российская Федерация. МПК В22F С22С 33/02. Способ изготовления поверхностно-упрочненной порошковой карбидостали / М. У. Ахмедпашаев [и др.]; заявитель и патентообладатель Дагестанск. госуниверсит. техн. ун-т.-2007128352/02; опубл. 10.05.2009, Бюл. И.- № 13.- 3 с.
2. Кобаяси Н. Введение в нанотехнологию / Н. Кобаяси; пер. с японск.- М.: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2007.- 13 с.

3. Гусев А. И. Нанокристаллические материалы: методы получения и свойства / А.И. Гусев.- М. Физматлит. 2005.- 199 с.

УДК 533.6; 658.264

Дербасова Е.М., Муканов Р.В., Шишкин Н.Д.

ИССЛЕДОВАНИЕ ГИДРОДИНАМИКИ МЕХАНИЧЕСКИХ ТЕПЛОГЕНЕРАТОРОВ ДЛЯ СИСТЕМ АВТОНОМНОГО ТЕПЛОСНАБЖЕНИЯ

Derbasova E.M., Mukanov R.V., Shishkin N.D.

RESEARCH OF HYDRODYNAMICS OF HEAT GENERATORS FOR MECHANICAL SYSTEMS AUTONOMOUS HEATING

Предложена конструкция механического теплогенератора, позволяющая осуществить прямое преобразование механической энергии ветрового потока в тепловую энергию за счет сил трения в высоковязкой жидкости. Получена теоретическая зависимость для расчета тепла, выделяющегося при преобразовании механической энергии в тепловую, для ламинарного течения высоковязкой жидкости в зазорах между неподвижными и вращающимися дисками теплогенератора. На основе экспериментальных исследований определена средняя толщина пограничного слоя между вращающимися и неподвижными дисками. Получены расчетные зависимости для определения основных конструктивных размеров механических теплогенераторов для систем теплоснабжения.

Ключевые слова: возобновляемые источники энергии, ветроустановка, механический теплогенератор, ротор с вертикальными полуцилиндрическими лопастями, теплоноситель, высоковязкая жидкость, погружной теплообменник.

A design of mechanical heat source, allows direct conversion of mechanical energy of the wind flow into thermal energy due to friction forces in a highly viscous fluid. Obtained theoretical dependence for calculating the heat generated by converting mechanical energy into heat. For laminar flow of a highly viscous, fluid in the gap between the stationary and rotating disk heat source. Based on experimental studies to determine the average thickness of the boundary layer between the rotating and fixed disks. The dependences to identify key structural dimensions of mechanical heat sources for heating systems.

Key words: renewable energy, wind turbine, mechanical heat generator rotor with a vertical semi-cylindrical blades, coolant, highly viscous, liquid immersion, heat exchange.