工學碩士 學位論文

철강재료의 표면 특성 향상을 위한 비정질 소재의 특성에 관한 연구

2010年 2月

釜慶大學校 大學院

材料工學科

尹 相 皓

工學碩士 學位論文

철강재료의 표면 특성 향상을 위한 비정질 소재의 특성에 관한 연구

指導敎授 鄭 鎬 信

이 論文을 工學碩士 學位論文으로 提出함

2010年 2月

釜慶大學校 大學院

材料工學科

尹 相 皓

金在憲의 工學碩士 學位論文을 認准함

2009年 12 月 18日

主 審 工學博士 朴 燦 (印)

委 員 工學博士 鄭 鎬 信 (印)

委 員 工學博士 崔 僖 洛 (印)

목 차

Abstract

1. 서론 ····· 1
2. 이론적배경 ····· 2
2.1 원료분말 ····· 2
2.1.1 ferro-alloy ····· 2
2.1.2 비정질금속분말 ····· 3
2.2 분말야금 ····· 3
2.2.1 분말의 성형 ····· 4
2.2.2 성형체의 소결 ····· 4
3. 실험방법 ····· 6
3.1 실험재료 ····· 6
3.2 시험편 성형 ····· 8
3.3 소결 및 접합 ····· 11
3.4 조직관찰 및 경도측정 ····· 11
4. 실험결과 및 고찰 ····· 15
5. 결론 ····· 43

A study on characteristics of amorphous materials to improve surface modification of steel

Sangho Yun

Department of Materials Science & Engineering
Graduate School
Pukyong National University

Abstract

Due to the recent changes in the technological environment, the needs of dissimilar metal welding have been emphasized. In general, as materials which have excellent factors such as high strength, corrosin-resistance and anti-fiction cost too much, we should minimize its price in terms of the basic strength and manufacturing and optimize parts design and manufacture with regard for the cost reduction. In both social demands and economic sense, dissimilar metal welding that we have never even expected is required inevitably. However, as the welding technology suited to these purposes is not always established, we have trouble designing and manufacturing all sorts of materials and finished products.

This research aims to form high strength layers with high reliability by using amorphous powder on its surface for the improved surface properties of steel materials. For the high strength layers to be formed with simple and economic, this study focused on this procedure. That is, mold powder of materials with high hardness, such as SKD11, SKD61 on carbon steels and choose insert metals suited to the materials and form layers. After molding by mixing powder of SKD11, SKD61 with insert metals on carbon steels, I could get a sound high strength layers. And its tissue by the microscope showed different results according to the amount of insert metals and heating time. That is, when 10~15 % insert metals were added, there were exfoliation and much loid because of the low degree of coupling between carbon steels and high

strength layers. When 20~30% insert metals were added, the degree of coupling was low, but when more than 30 %, there were many obstacles in molding in its early stage. As a result, in terms of forming layers of SKD11, SKD61 on the surface of steel metals, only when 20 % insert metals were added at 1200℃ after heating for four hours, I could finally form sound layers on the surface of steel materials.

1. 서론

최근 공학적 환경의 변화에 따라 이종재 접합의 필요성이 더욱 확대되고 있는 실정이다. 일반적으로 고강도, 내식성, 내마모성 등의 우수한 특성을 가진 재료는 가격이 비싸기 때문에 기본적인 강도나 가공성의 관점에서 필요한 부위에 필요한 양만큼 사용하고 원가 절감을 고려하여 부품의 설계와 제작을 최적화하여야 한다. 이러한 측면에서 사회적인 요구 및 경제적 관점에서 종래에는 생각할 수 없던 이종재료의 접합이 필연적으로 요구되지만 이와 같은 목적과 용도에 적합한 접합기술은 반드시 확립된 것은 아니어서, 각종 소재 및 완성품의 설계 제작에 여러 어려움을 주고 있다.

각종 이종재의 접합방법으로는 용접, 접합, 접착, 기계적 결합 등 다양한 방법을 생각할 수 있다. 특별히 높은 강도와 내열성, 신뢰성 등을 필요로 하지 않는 경우에는 적절한 표면처리를 한 다음 접착하는 것이 유효하고 최근의 접착기술은 많은 진보를 하였다. 그러나 접착의 경우에는 구조용의 용도에는 부적합한 면이 많은 등 내열성, 기밀성, 내충격성 등에 많은 문제점이 있다. 따라서 접합부의 강도와 신뢰성 등이 매우 중요시되어 이러한 요구에 응할 수 있는 새로운 접합방법의 개발이 요구되고 있다.

본 연구에서는 철강재료의 표면 특성 향상을 위하여 그 표면에 비정질 분말을 이용하여 신뢰도 높은 경질 층을 형성하는 것을 목적으로 하였다. 경질층의 형성을 간단하고 경제적으로 수행하기 위하여 탄소강 위에 SKD11, SKD61 등 고경도 소재의 분말을 성형하고 재료에 적합한 삽입재를 선정하여 경질층을 형성하는데 중점을 두어 연구를 수행하였다.

2. 이론적 배경

철강재료 표면특성 향상을 위한 경질층 형성을 위하여 본 연구에서는 비정질 ferro 합금분말을 이용하였다. 이 분말을 SKD11, SKD61 조성에 맞추고 삽입재를 첨가한 혼합분말을 철강재료 위에 성형하여 열처리 하였다. 그에 따른 이론적배경은 아래와 같다.

2.1 원료분말

2.1.1 ferro-alloy

일반적으로 2종 이상의 금속이 철과 융합하여 별도의 성질을 갖는 고체금속을 합금철이라 하며, ferro-alloy 라고 한다. 이합금철은 합금강 제조시, 강에 가하는 특정 원소가 필요한양 만큼만 들어가도록 하기 위해 성분의 조정이나 탈산에 사용한다. 그 외 순금속을 만든 후에 강에 가하는 것보다 합금철을 미리 만드는 것이 비용면에서 저렴하기 때문에 철과 이들 특수원소와 합금을 미리 만드는 것이다. 기본적으로 합금철은 강에 첨가할 목적으로 제조된다. 보통 철강 제조 시 순철과 특정원소의 순금속을 합금하는 것이 아니라, 합금하려는 순철과 합금철을 화합할 때 합금철 속에 있는 산화물이 환원작용을 일으키도록 하여 특정 목적의 합금강을 얻게 되는 것이다. 현재 많이 이용되고 있는 합금철은 페로니켈, 페로망간, 페로크롬, 페로몰리브덴, 페로바나듐, 페로텅스텐, 페로실리콘, 페로티탄 ,페로보론 등이 있으며, 합금강을 만드는 목적 외에, 보통의 강을 제조할 때 철의 특성을 저해시키는 산소와 유황 성분을 제거하기 위한 탈산 역할을 함과 동시에 철의 특성에 필요한 성분을 첨가하는 성분 첨가제로 사용된다.

2.1.2 비정질 금속분말

용융상태의 합금을 0.001초라는 극히 짧은 시간동안에 급격히 냉각시키면 그 구조가 결정상태인 금속과는 달리 비결정 구조를 갖는 금속이 만들어진다. 비정질 금속은 같은 조성의 결정질 금속에 비해 그 강도가 몇 십 배나 되며 뛰어난 내마모성과 자기적 특성 그리고 부식에 대한 저항이 스테인리스강의 백만 배나 되는 것도 있다. 비정질 금속은 이러한 특이한 성질 때문에 주목을 받고 있다. 금속에는 결정입계(grain boundary)나 전위(dislocation)와 같은 결함이 존재하나 비정질 금속에는 그와 같은 결함이 없다. 따라서 기계적 강도가 크고 내마모성이 높으며 부식에 강하다. 또한 결정입계가 없으므로 투자율이 높은 연자성 재료가 되며, 전기저항이 결정의 5배에 이르고 eddy current 손실이 작다. 그러나 비정질 상태는 열적으로 준안정 상태에 있기 때문에 고온에서 불안정한 결점을 갖고 있다. Ni-Zr, Fe-Co-Zr, Ni-P, Ni-Ni, Fe-Cu-Si-B등을 예로 들 수 있다. 나노 결정과 비정질 혼상의 합금은 기계적 합금화법이나 비정질 상태의 전구체를 결정화 온도 이상으로 열처리하여 얻는다. 특히, 연자성 특성을 보이는 Fe가 포함된 나노 비정질 합금에 관한 연구는 우수한 것으로 알려져 있다. 높은 투자율과 낮은 보자력을 높은 Curie 온도와 비교적 큰 자기 능률 때문에 이들 비정질 합금에 관한 연구는 오랜 기간 자성 재료로서 각광을 받아 왔다. 열처리 과정에서 비정질 모합금 중 Fe를 포함한 결정상태의 핵(α-Fe)이 생성되고 성장하는데 이런 물질이 연자성 특성을 갖는 근본적인 원인은 바로 초미세 결정 구조에 잇다. 비정질 모합금(master alloy)을 매개로 한 초미세 결정립 사이의 강한 초교환 상호작용에 의해 자기 결정학적 이방성이 매우 작아지기 때문이다. 이러한 나노 결정의 합금은 진공 아크 용해로에서 모합금을 제조 후 리본 형태의 용융법으로 제조 후 급냉하여 얻어낸 방식이 많이 쓰인다.

2.2 분말야금

분말야금이란 분말과 야금이라는 합성어가 의미하는 바와 같이 금속분말을 가지고서 금속제품을 생산하는 기술을 뜻한다. 좀더 구체적으로 분말야금기술 또는 분말야금공정을 정의하면 다음과 같이 설명될 수 있다. 완성형태 또는 반제품의 금속제품을 제조함에 있어서 금속의 용해 및 주조 또는 단조 등의 공정을 거치는 것이 아니라 분말 형태의 금속분을 만든 다음에 이들 금속분말 원료를 사용하여 원하는 제품의 형태를 성형을 한 다음에 이 성형체를 그 주 구성 성분의 융점 이하의 온도에서 소결하여서 필요한 금속제품을 제조하는 기술이다. 분말야금은 분말의 제조, 분말의 성형, 성형체의 소결 및 소결체의 후가공처리 4가지 공정으로 대별된다.

2.2.1 분말의 성형

분말을 성형하기 전에 성형을 쉽게하고 소결성을 향상시켜 최종 제품의 성질을 양호하게 하기 위하여 전처리 처리가 필요하다. 분말의 처리방법으로서, (1) 일정 크기의 입자의 양비를 조절하기 위한 입자분류, (2)동일 화학적 조성을 갖는 분말에 있어서 입자 크기가 다른 분말을 균일한 상태로 혼합하는 브렌딩(blending), (3) 다른 화학적 조성을 갖는 분말을 소정의 성분비가 되도록 균일하게 혼합하는 믹싱(mixing), (4) 미세 분말입자는 상호 마찰력이 커서 유동성이 나쁘므로 서로 뭉치게 하여 더 큰 덩어리로 만들어서 분말 유동성을 향상시키기 위한 조립(造粒, agglomeration), (5) 미세하고 분리된 입자 상태의 분말을 필요로 할 때에는 아트리숀(attrition)이나 디아글로메레이숀(deagglomeration), 마지막으로 (6) 유기물질을 분말입자에 도포하여 성형성이 향상되고, 성형후 금형(die) 으로부터 성형체를 빼내기 쉽게 하며, 금

형 수명을 길게 하기 위하여 윤활제 (lubrication)를 첨가한다.

분말의 성형은 좋은 특성의 소결체를 얻기 위하여 아주 중요한 과정이다. 금형이나 용기에 넣어 외부로부터 압력에 의하여 어떤 크기와 모양으로 변형시켜 고밀도의 분말 덩어리 성형체를 만드는 것이다.

2.2.2 성형체의 소결

압력 또는 열작용에 의해서 원자의 활동을 활발하게 하여 분말을 통합하는 기구가 분말야금의 기본적 조작이며, 개념적으로 이 기구는 용접, 점착을 뜻하고 있다. 온도, 압력 또는 상의 변화에 대해서는 절대 필수조건이라고는 생각할 수 없는 일이며, 압력을 가하지 않고 상온에서도 접착은 일어나고 있다. 또 소결할 때 액상이 나타날 수도 있으나 이것에 대해서도 소결을 촉진하는 효과는 있지만 필수조건이라 할 수는 없다.

소결작용에는 다음 5가지 경우가 일어날 수 있다. (1) 단지 압력만에 의한 접착, (2) 열만에 의한 소결, 열소결이라 부르며 소결온도와 수축현상에 관련한다. (3) 열과 압력이 동시에 적용되는 것으로서 고온압착이라 부른다. (4) 소결할 때 액상이 따르지 않고 가열 중 지속하여 존재한다. (5)혹은 액상이 일어나도 일시적으로 생겼다가 소실한다. 또 분체의 성분으로 보아 다음 4가지로 분류된다. (1) 균일한 성분으로 된 분말의 소결, 즉 단일금속분, 고용체 또는 금속화합물로 이루어졌다. (2) 분균일계 분말의 소결, 즉 다상계의 소결로서 수종금속 및 비금속물질이 혼합되었으며, 다만 액상은 생기지 않는다. (3)액상의 생성을 수반하는 불균일계 분말의 소결, (4) 반소결의 분말괴 또는 압분체의 간극을 액체금속으로서 충진한다.

3. 실험방법

철강재료의 표면특성 향상을 위한 탄소강표면에 비정질층을 형성하기 위하여 탄소강 표면을 연마한 후에 초음파 세척기를 사용하여 청정화 한다. 그리고 합금강 성분의 분말과 접합제를 혼합하여 탄소강 표면에 성형시켜 진공분위기에서 가열한다. 그리고 절단하여 단면을 관찰하고 경도를 측정함으로서 철강재료의 표면에 비정질층의 영향을 고찰한다. 그에 대한 실험과정은 아래와 같다.

3.1 실험재료

본 연구에서 비정질층의 실험재료 조성으로 선택한 것은 합금공구강 SKD 11, 61강이다. SKD강의 경우 '합금 공구강'재이며 한국 KS규격으로는 STS로 나타낸다. SKD조성으로 사용된 원료분말은 Ferro-alloy 로서 **Table 1.**에서 보여주는 바와 같이 SKD11, SKD61 화학성분으로 분말을 혼합하여 사용하였다. 그리고 접합 금속 분말로 사용한 BNi-2 분말은 WCC사의 브레이징 제로서 화학성분과 융점은 **Table 2.**에서 보여주는 바와 같다. 적합한 접합금속의 비율을 찾기 위하여 준비된 원료분말에 접합제분말을 10%, 15% 20%, 30%의 비율로 혼합한다. 혼합방법은 볼밀을 사용하였는데 ceramic 볼들이 연속적으로 금속에 충격을 주어 분말을 균일한 혼합상태로 만든다.

Table 1. Chemical composition of SKD11, SKD61

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	W	V
SKD11	1.4~1.6	0.40 以下	0.60 以下	0.030 以下	0.030 以下	11~13	0.80~1.20	-	0.20~0.50
SKD61	0.32~0.42	0.80~1.20	0.50 以下	0.030 以下	0.030 以下	4.50~5.50	1.00~1.50	-	0.80~1.20

PUKYONG NATIONAL UNIVERSITY 부경대학교

Table 2. Nicrobraz (LM) Nominal composition

(Meets AWS A5.8, Class BNi-2, AMS 4777, and G.E. B50TF204)

Cr	B	Si	Fe	Ni
7.0%	3.1%	4.5%	3.0%	Balance

(Mesh : 325)

Solidus	970℃
Liquidus	1000℃
Brazing Range	1010℃~1175℃

3.2 시험편 성형

금속분말의 압축에는 기계프레스, 수압 또는 유압프레스 및 두 가지를 병용한 combination press의 3가지가 쓰이데, 본 연구에서는 유압식 탁상프레스를 사용하였다. 그리고 분말의 압축성형을 위하여 **Fig. 1** 과 같은 금형을 제작하였다.

금형 하단에 탄소강을 먼저 올린 후, 접합금속을 첨가한 혼합분말 6.0g과 gel binder를 혼합하여 잘 저어 다이스에 넣는데, 이 분말을 다이스에 밀어 넣을 때 각 입자 사이에는 공극이 생긴다. 이 공극은 분말을 흔들어 다스리거나 가압 또는 가열함으로써 줄일 수 있다. 본 연구에서는 넣고 분말사이의 간격을 최대한 높이기 위하여 **Fig. 2** 와 같은 형태로 가압한다. 이때 유압프래스의 압력은 $200kg/cm^2$ 이며 시편분말에 가해지는 압력은 아래와 같다.

- 가압면적 : $\frac{\pi \times d^2}{4} = \frac{\pi \times 1.58^2}{4} = 1.96cm^2$ （ d=1.58cm ）
- 유압기 ram 면적 : $56.48cm^2$
- 전체하중 : $200kg/cm^2$
- 시험편에 가해진 압력 : $200 \times 56.48 \div 1.96 = 5{,}763.27kg/cm^2$

Fig. 1 Schematic illustration of Pressing

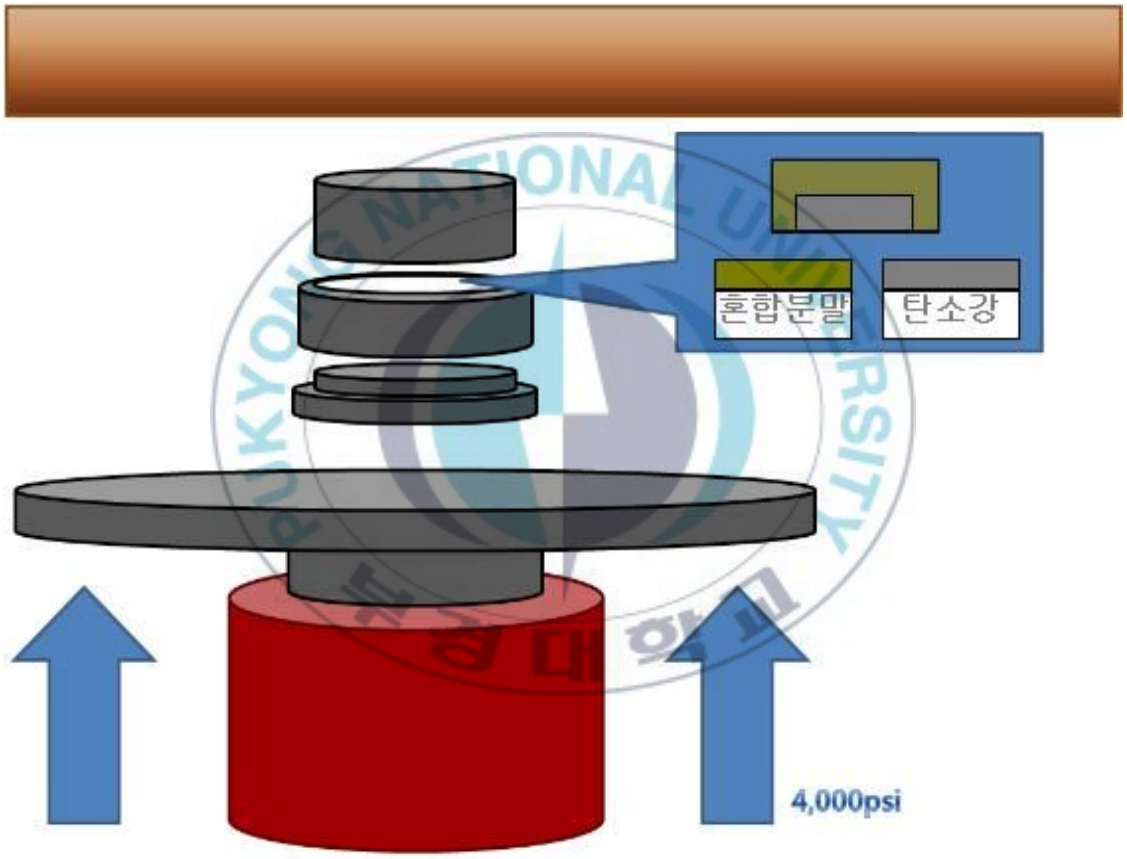


Fig. 2 Schematic illustration of Pressing

3.3 소결 및 접합

본 연구에서는 가열시 BNi-2 액체금속이 가열 중 지속하여 존재하며 SKD11, SKD61 압분체의 간극에 액체금속이 충진 된다. 가열조건은 5.0×10^{-5} Torr 이하의 진공 분위기에서 접합을 실시하였고, **Fig. 3**은 진공로 안에서 시편을 가열하는 모식도이다. **Fig. 4**은 가열조건을 나타낸 그림이다. 승온 속도는 15 ℃/min 으로 했고 고진공에서의 낮은 열전도율 때문에 900 ℃에서 30분 유지한 후 성형체의 인성과 경도 값을 위해서 각 접합금속의 brazing 온도 범위에서 2시간과 4시간 열처리 후 9 ℃/min의 속도로 상온까지 냉각 시킨다.

PUKYONG NATIONAL UNIVERSITY 부경대학교

Fig. 3 Schematic illustration of Heating

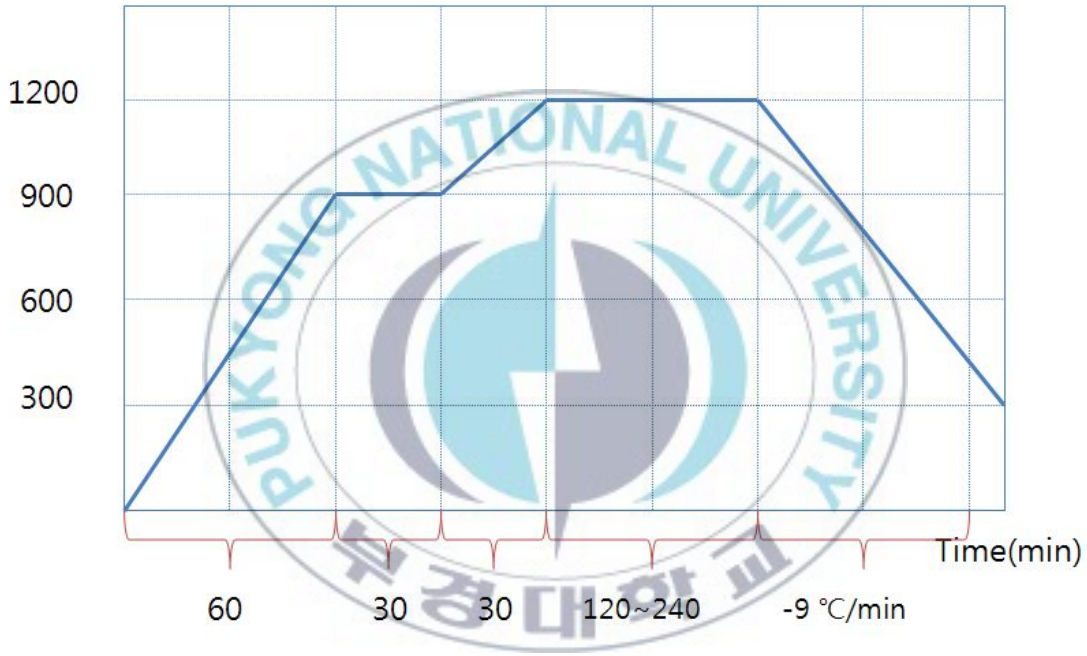


Fig. 4 Conditions of Heating

3.4 조직관찰 및 경도측정

열치리한 시편은 표면에 대해 수직으로 절단하여 0.3μm 알루미나 분말로 최종 연마한 후 나이탈 3% 용액 (Nitric acid 3㎖. + Ethyl alcohol 97㎖) 으로 수 초간 부식시켜 광학현미경으로 조직을 관찰 후 비커스 경도기를 사용하여 경도를 측정 하였다.

PUKYONG NATIONAL UNIVERSITY
부경대학교

4. 실험결과 및 고찰

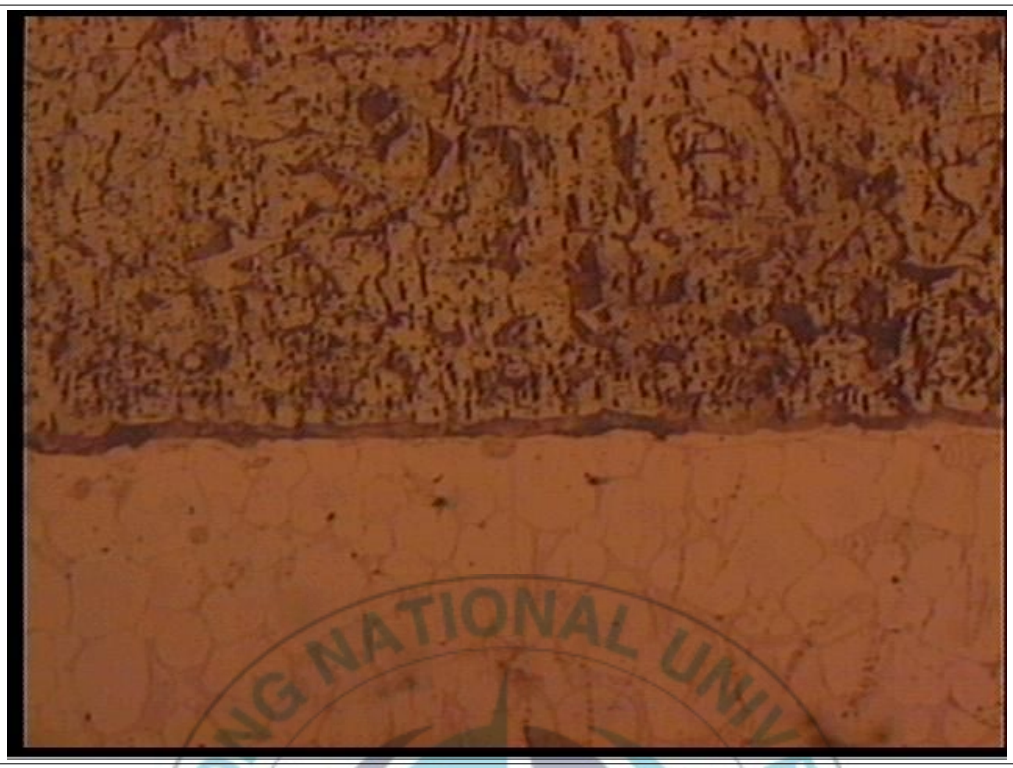
위에 기술한 바와 같이 철강재료 위에 혼합분말의 1.96cm 성형체로 만드는데, 철강재료의 표면특성 향상을 위한 비정질 소재 성형체의 적합한 조건을 찾기 위하여 접합금속의 비율과 가열 시간에 변화를 주었다. 접합재의 양을 10～30 wt% 범위에서 변화를 주었고, 진공 분위기에서 2시간과 4시간의 가열을 하였다. 가열한 시편은 시편 표면에 대해 수직으로 절단하여 관찰하였으며, 미세조직은 0.3μm 알루미나 분말로 최종 연마한 후 나이탈 3% 용액(Nitric acid 3㎖. + Ethyl alcohol 97㎖) 으로 수초 간 부식시켜 관찰한 조직사진은 **Fig.5～27** 와 같다.

Fig. 5～12 조직사진은 접합재를 10～15 wt% 혼합하여 2시간 열처리한 조직사진으로 전반적으로 상당량의 기공이 나타나고 있으며 철강재료와의 계면을 관찰시 일부는 접합이 잘되었지만 삽입재의 부족으로 인하여 전혀 붙지 않은 부분이 있어 철강표면 향상에 영향을 조사하지 못한다. 접합재의 모세관 현상을 향상시키기 위하여 열처리 시간을 4시간으로 증가시켜 보았을 경우에도 기공은 조금 줄었으나 큰 영향을 주지 못하였는데 접합재의 양이 부족한 것으로 판단된다. 접합재양에 따른 경향을 관찰하면 **Fig. 5～8**의 10wt% **Fig. 8～12**의 15wt% 조직에서 10wt%에서 확연히 많은 기공이 나타난다.

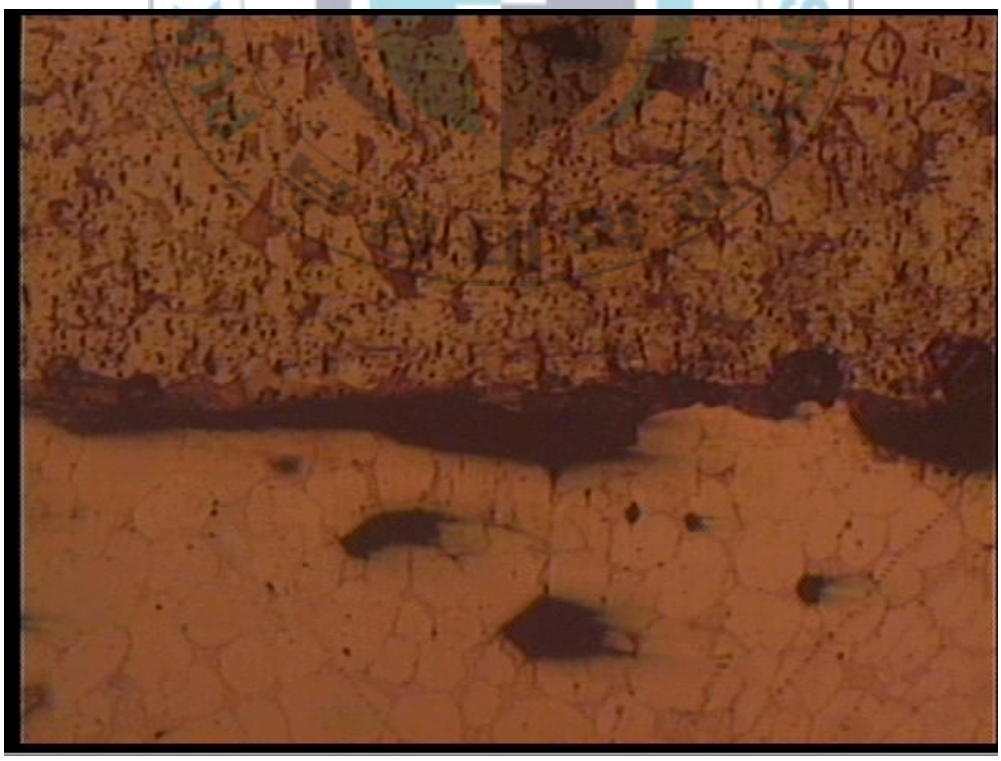
접합재의 양을 증가시켜 20～30 wt% 혼합하여 2시간 가열한 조직사진은 **Fig. 13～20**와 같다. 접합재를 10～15 wt% 혼합하였을 때 보다 확실히 기공이 적고 철강표면과의 접합 계면도 안정적이다. 접합재 30wt% 첨가하였을 때 접합재가 grain을 파고 들어가면서 계면이 확실히 구분되지 않는다. 접합재를 20～30wt% 혼합한 **Fig. 21～27**의 조직사진에서 기공이 더 줄어들고 20wt% 혼합한 조직사진에서도 grain 사이에서도 접합재가 파고들어 확산되어가는 것을 볼 수 있다. 이는 접합재를 20～30wt% 혼합하여 4시간 가열한 후 측정한 **Fig. 28～32**의 경도 값을 통하여서도 확인할 수 있는데, 열처

리 시간이 길어질수록, 접합재의 양이 증가할수록 철강 표층부로 확산 되어 경도 값이 상승하는 것을 볼 수 있다.

PUKYONG NATIONAL UNIVERSITY
부경대학교

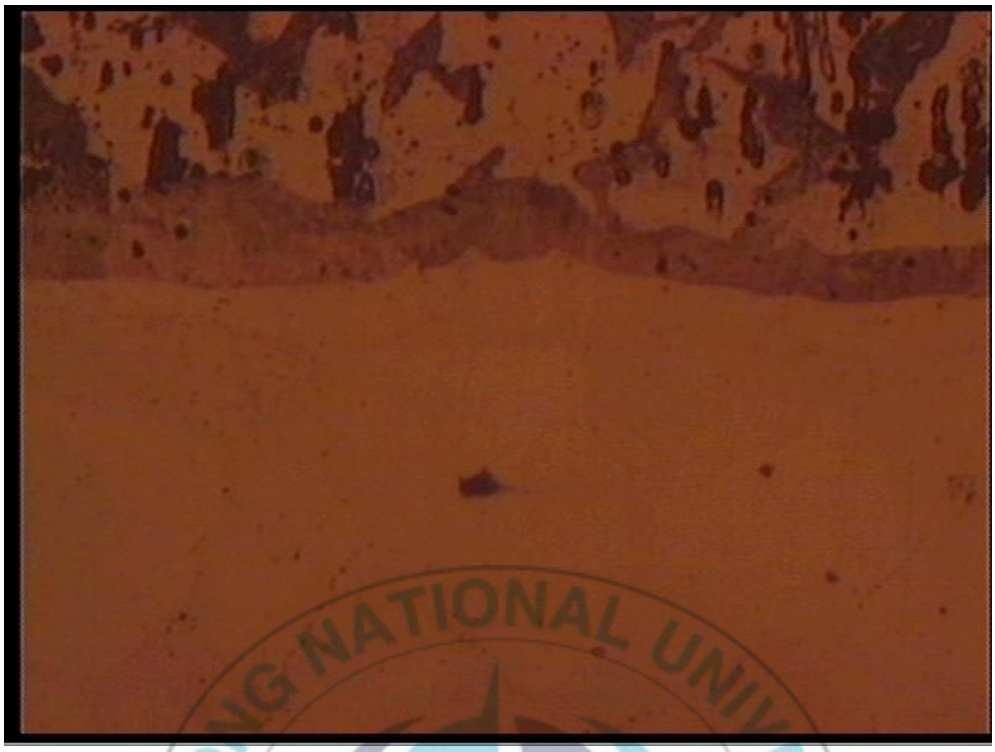


SKD11(90%)-BNi-2(10%), 1200℃, 2hr, x50

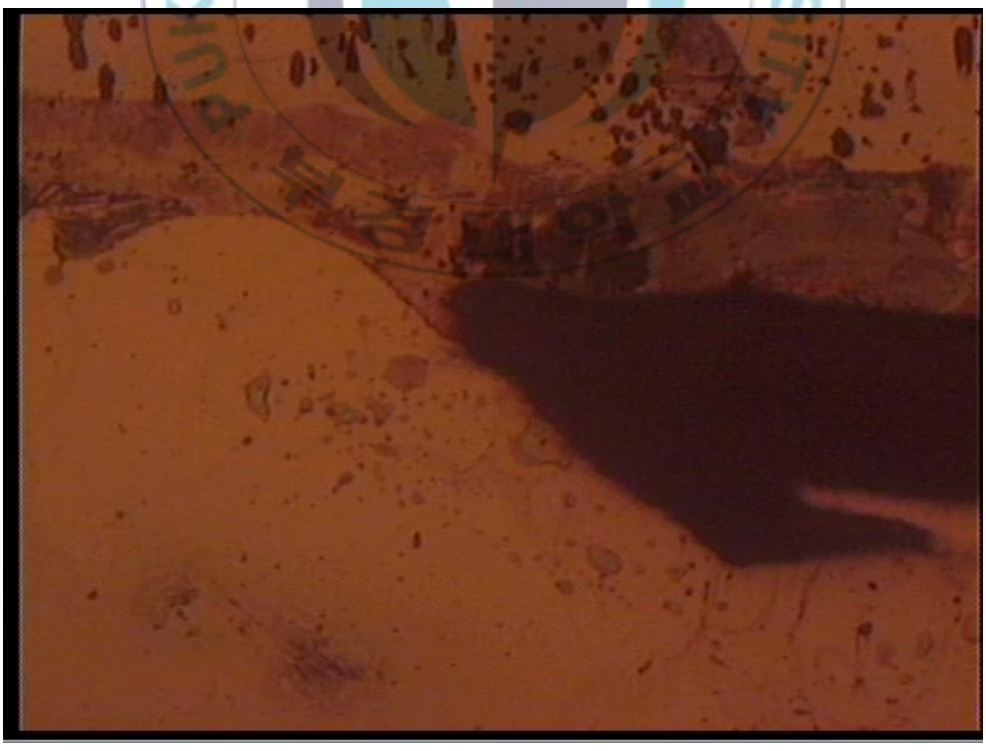


SKD11(90%)-BNi-2(10%), 1200℃, 2hr, x50

Fig. 5 Microstructures of liquid phase sintered amorphous materials

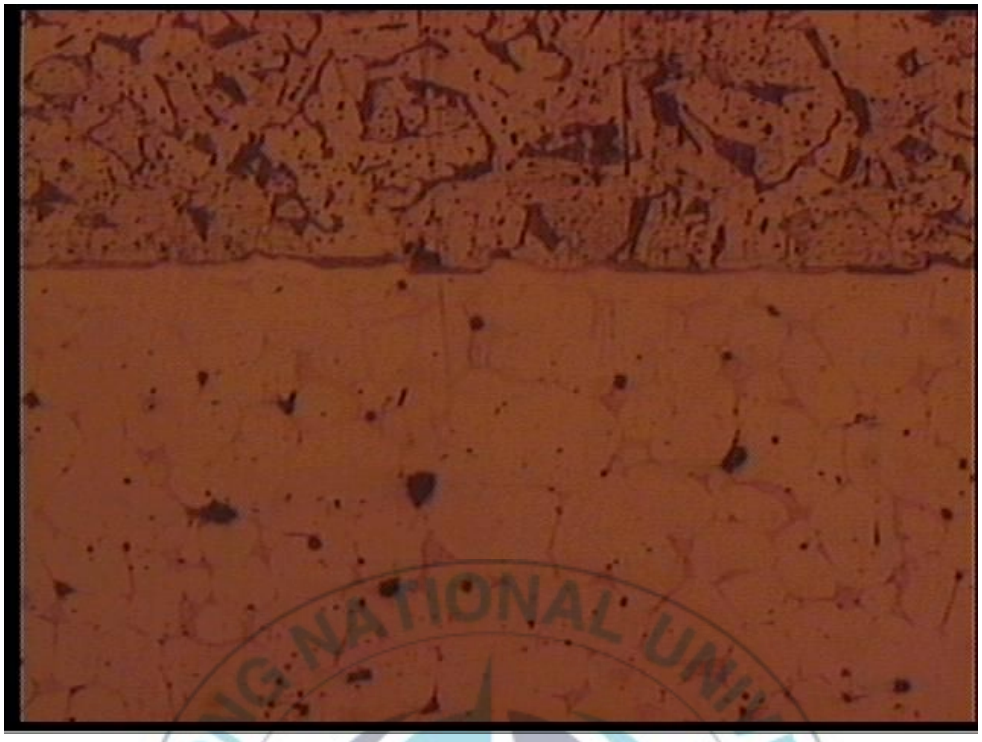


SKD11(90%)-BNi-2(10%), 1200℃, 2hr, x200



SKD11(90%)-BNi-2(10%), 1200℃, 2hr, x200

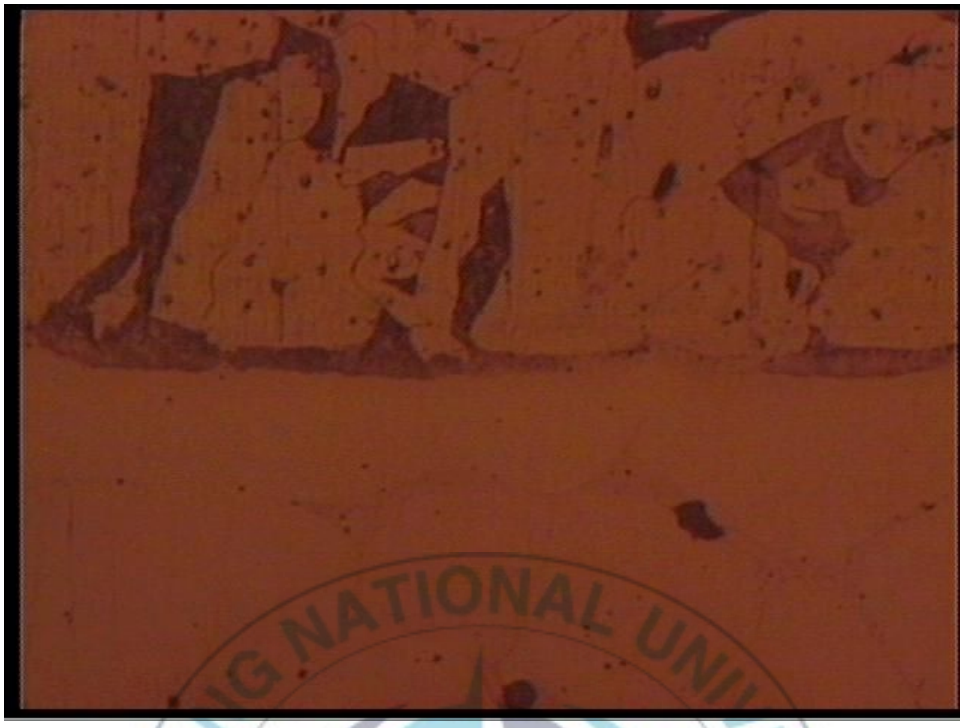
Fig. 6 Microstructures of liquid phase sintered amorphous materials



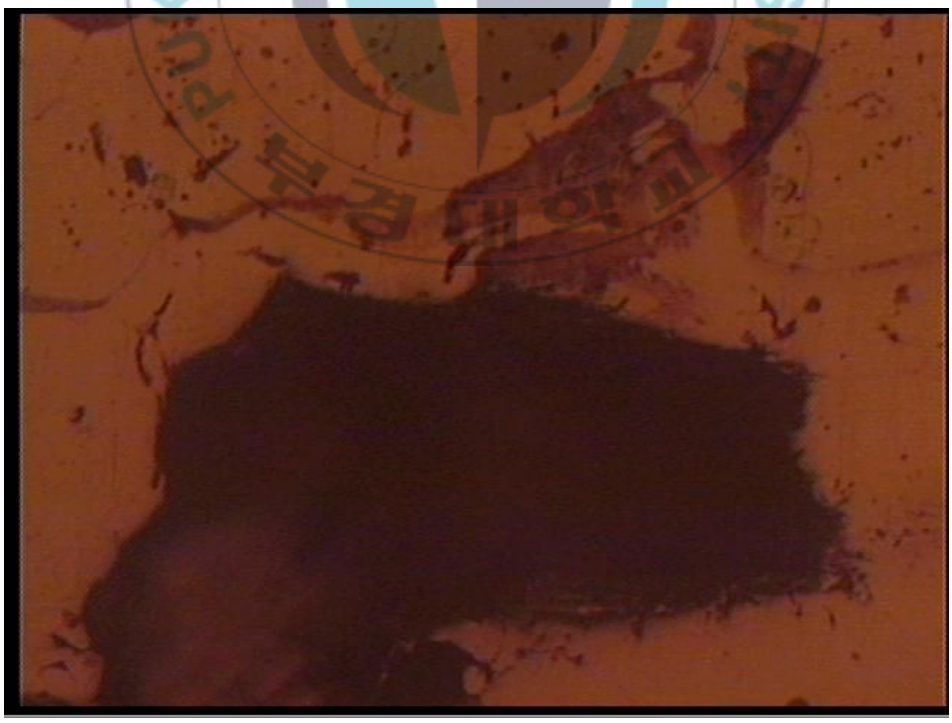
SKD61(90%)-BNi-2(10%), 1200℃, 2hr, x50

SKD61(90%)-BNi-2(10%), 1200℃, 2hr, x50

Fig. 7 Microstructures of liquid phase sintered amorphous materials



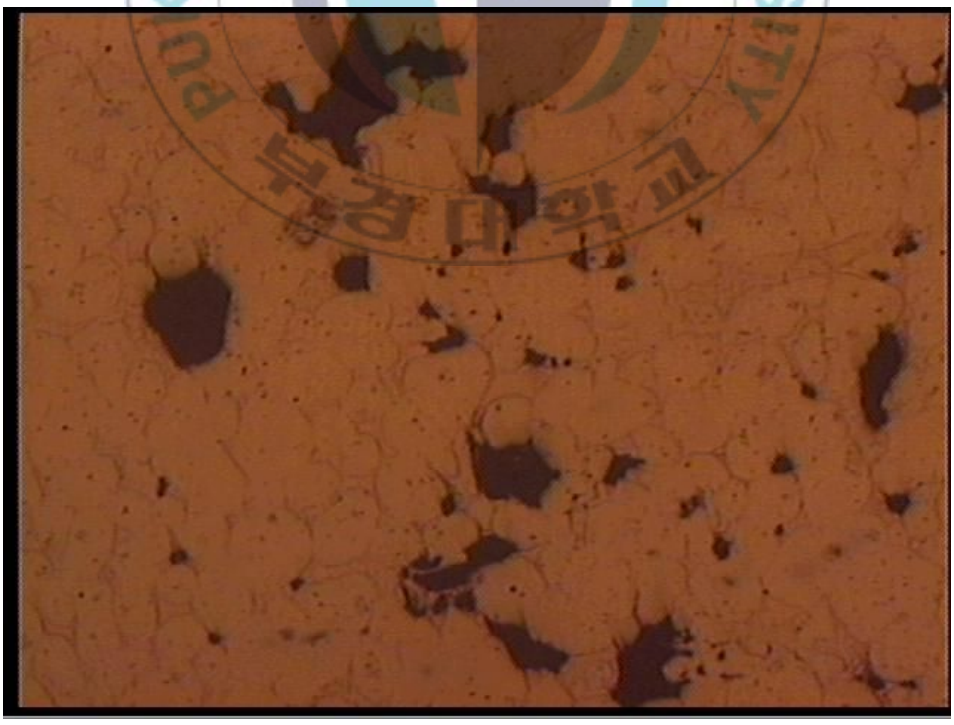
SKD61(90%)-BNi-2(10%), 1200℃, 2hr, x200



SKD61(90%)-BNi-2(10%), 1200℃, 2hr, x200

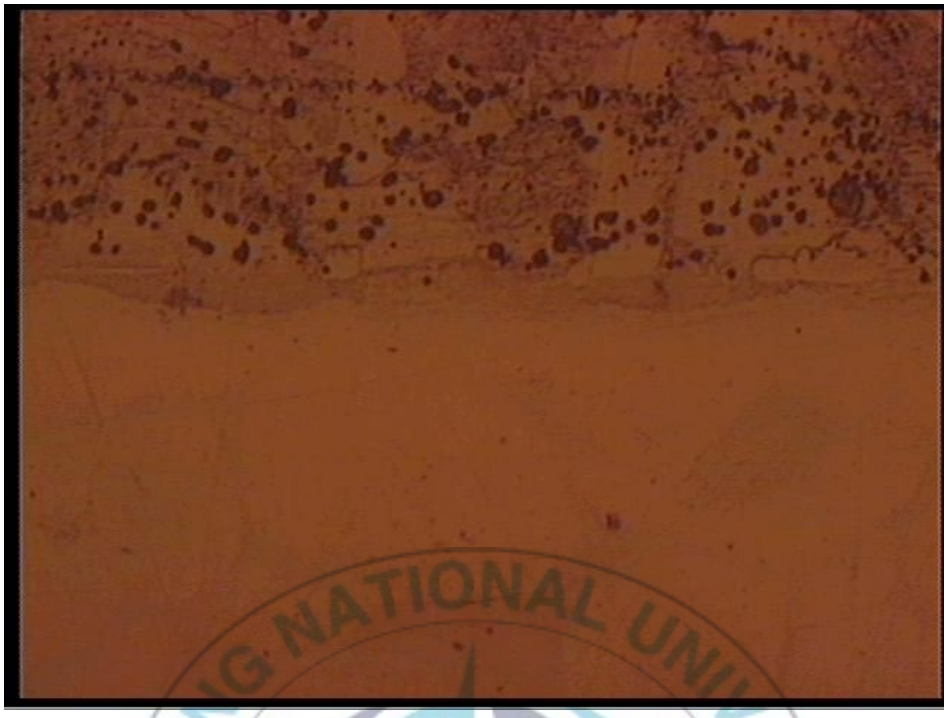
Fig. 8 Microstructures of liquid phase sintered amorphous materials

SKD11(85%)-BNi-2(15%), 1200℃, 2hr, x50



SKD11(85%)-BNi-2(15%), 1200℃, 2hr, x50

Fig. 9 Microstructures of liquid phase sintered amorphous materials

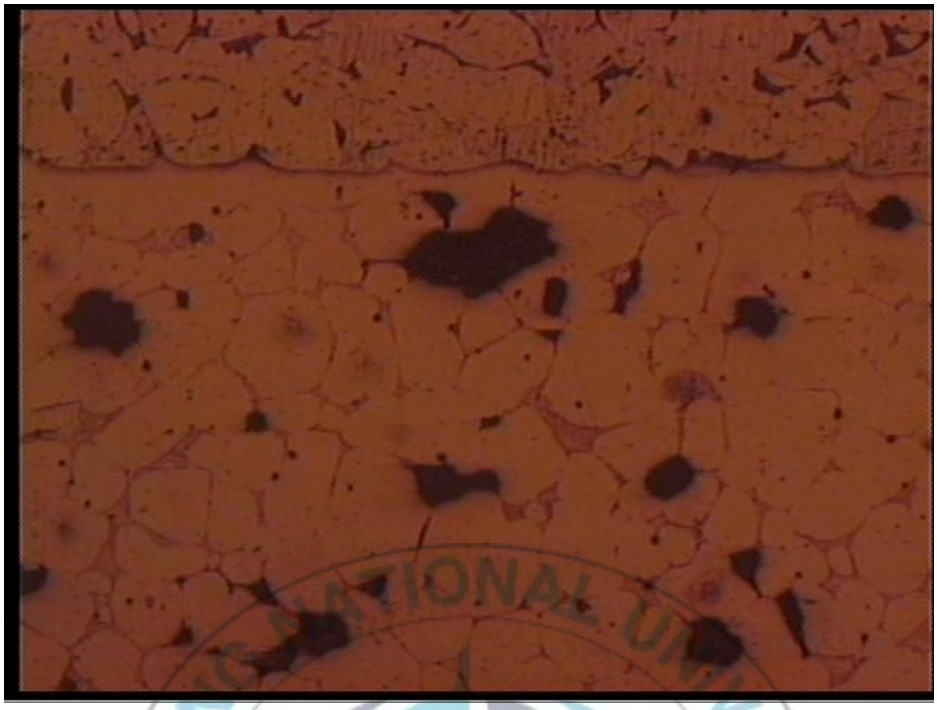


SKD11(85%)-BNi-2(15%), 1200℃, 2hr, x200

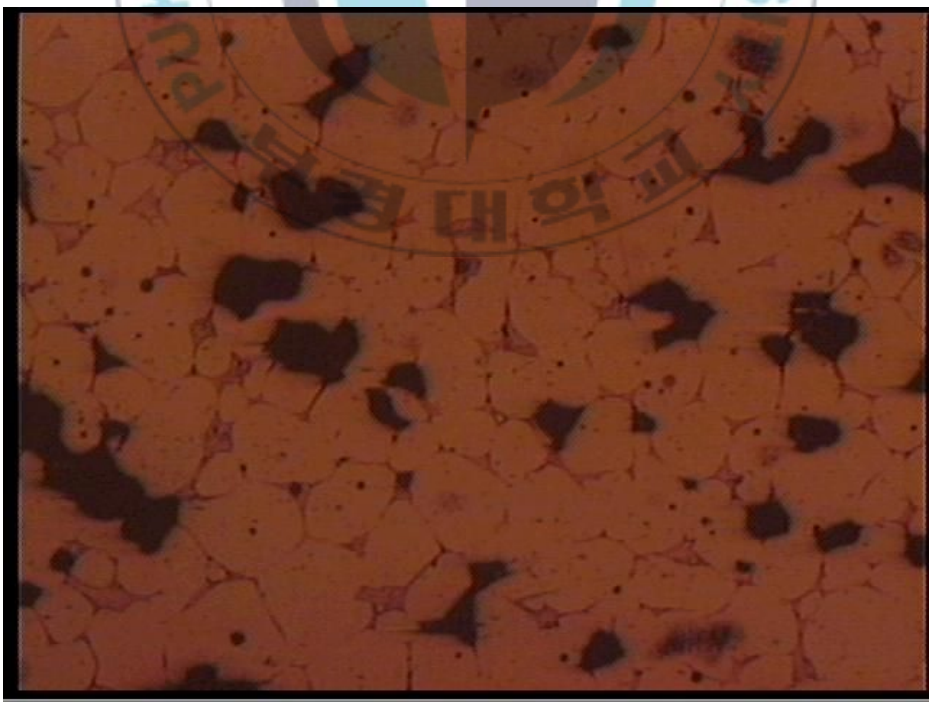
SKD11(85%)-BNi-2(15%), 1200℃, 2hr, x200

Fig. 10 Microstructures of liquid phase sintered amorphous materials

PUKYONG NATIONAL UNIVERSITY 부경대학교

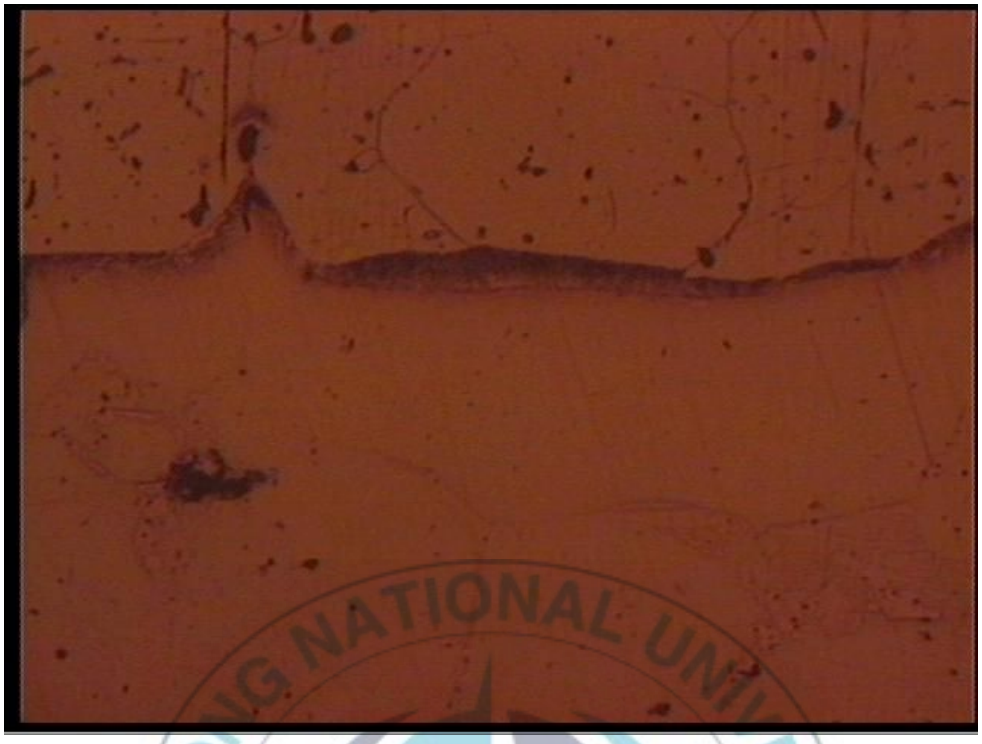


SKD61(85%)-BNi-2(15%), 1200℃, 2hr, x50

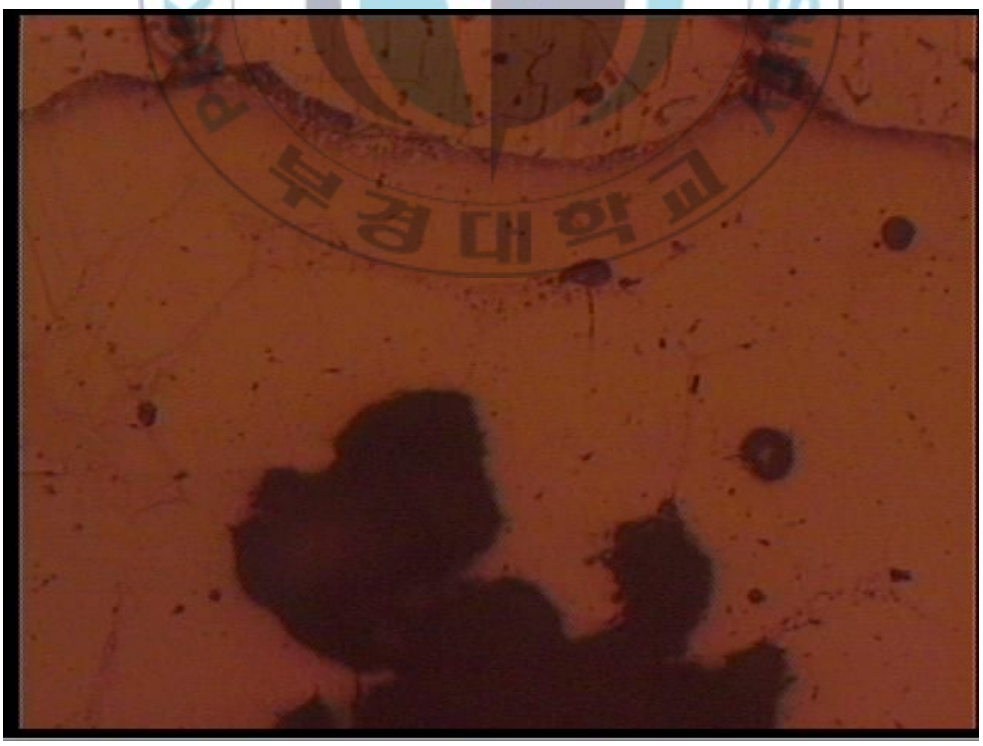


SKD61(85%)-BNi-2(15%), 1200℃, 2hr, x50

Fig. 11 Microstructures of liquid phase sintered amorphous materials

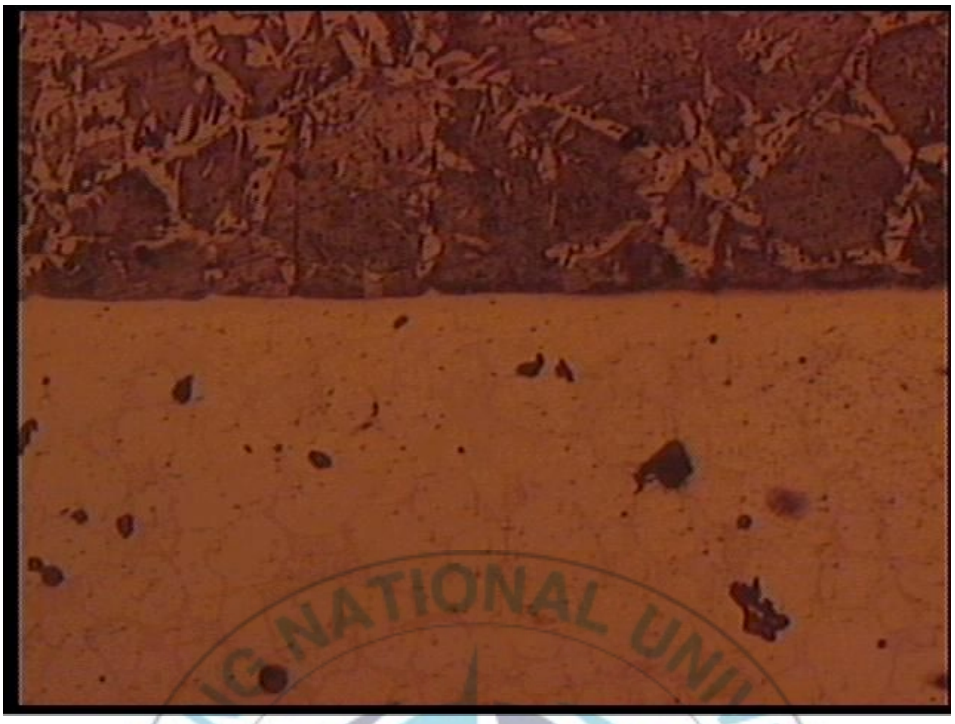


SKD61(85%)-BNi-2(15%), 1200℃, 2hr, x200

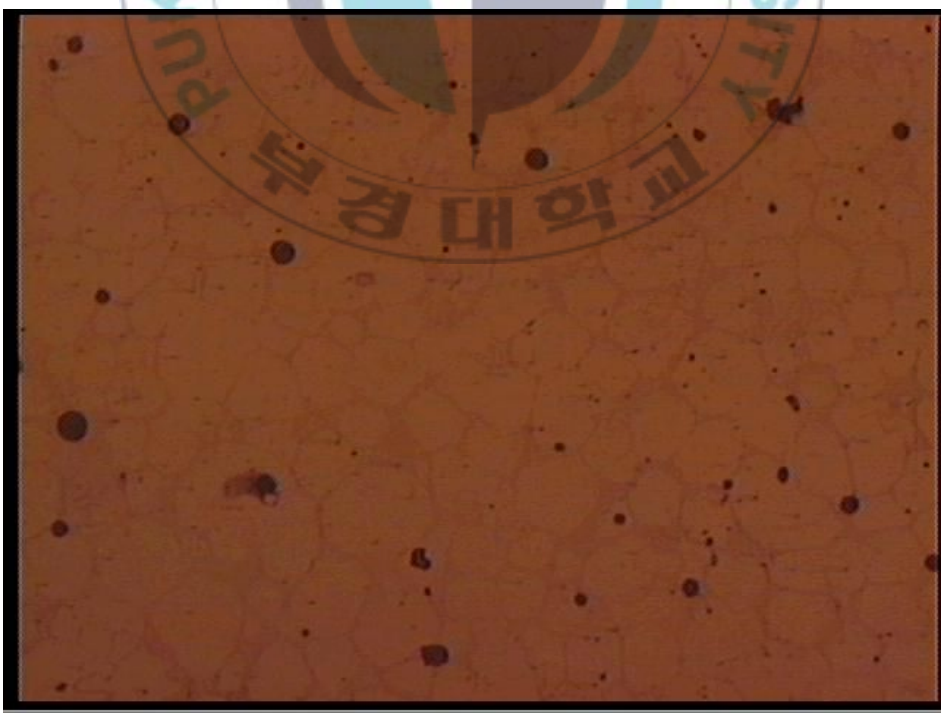


SKD61(85%)-BNi-2(15%), 1200℃, 2hr, x200

Fig. 12 Microstructures of liquid phase sintered amorphous materials



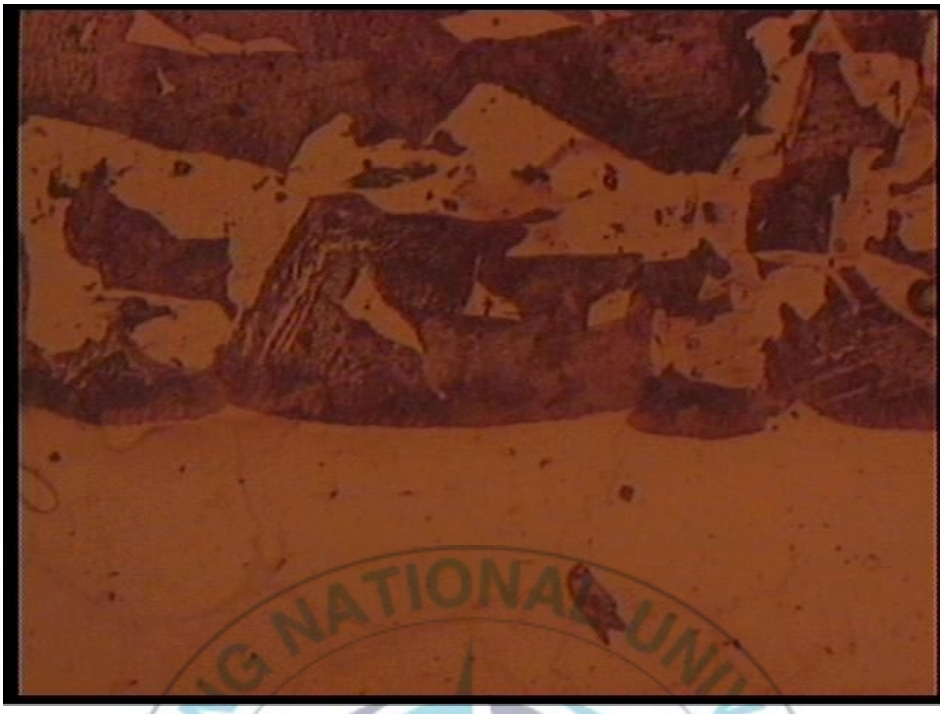
SKD11(80%)-BNi-2(20%), 1200℃, 2hr, x50



SKD11(80%)-BNi-2(20%), 1200℃, 2hr, x50

Fig. 13 Microstructures of liquid phase sintered amorphous materials

PUKYONG NATIONAL UNIVERSITY 부경대학교



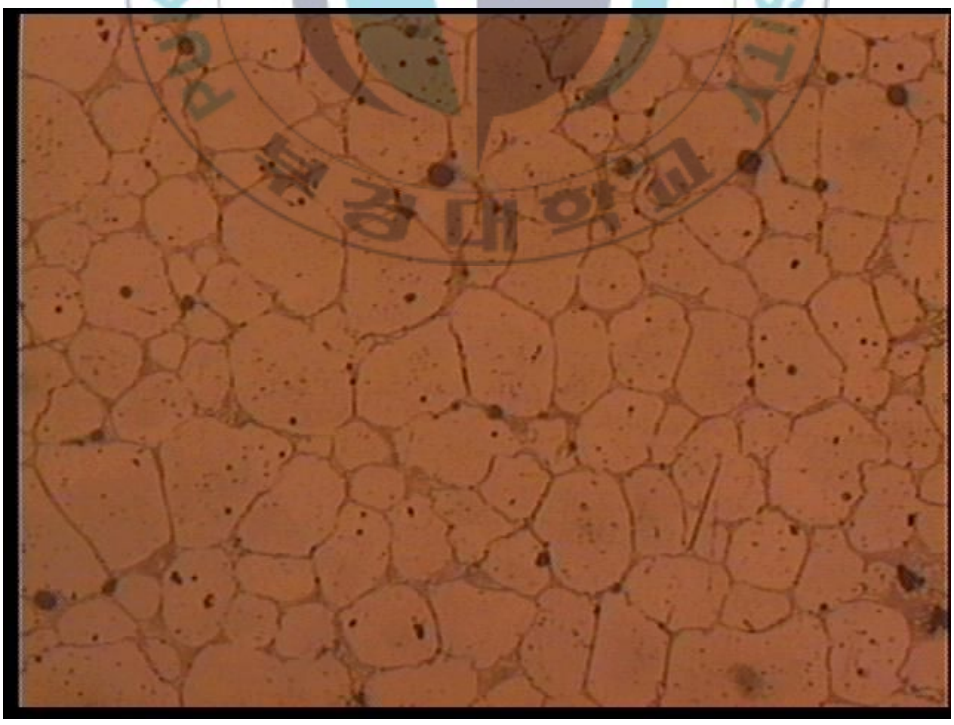
SKD11(80%)-BNi-2(20%), 1200℃, 2hr, x200

SKD11(80%)-BNi-2(20%), 1200℃, 2hr, x200

Fig. 14 Microstructures of liquid phase sintered amorphous materials

PUKYONG NATIONAL UNIVERSITY 부경대학교

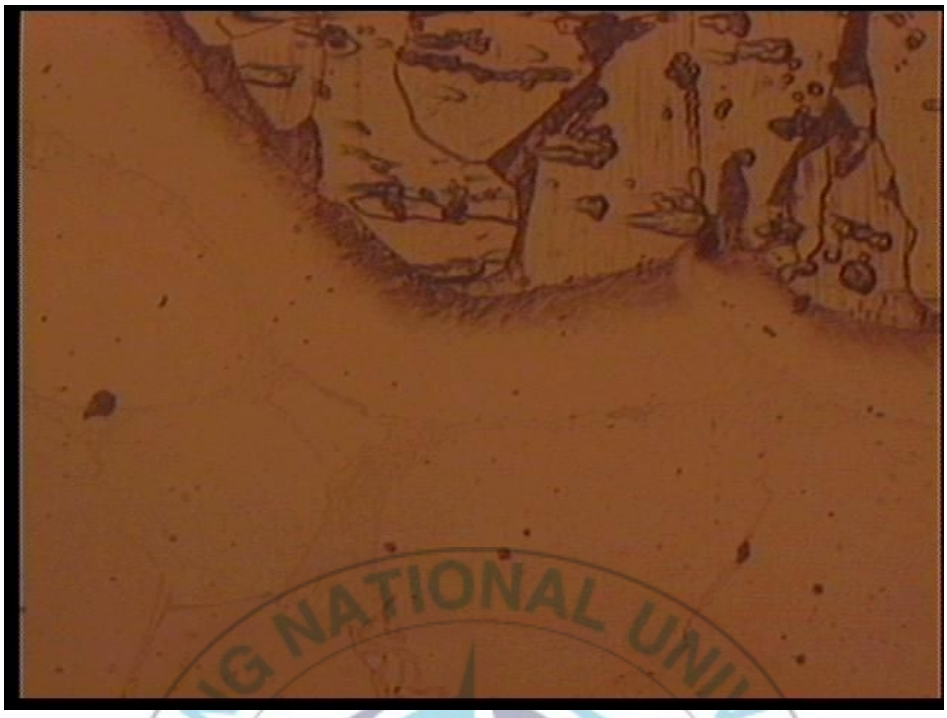
SKD61(80%)-BNi-2(20%), 1200℃, 2hr, x50



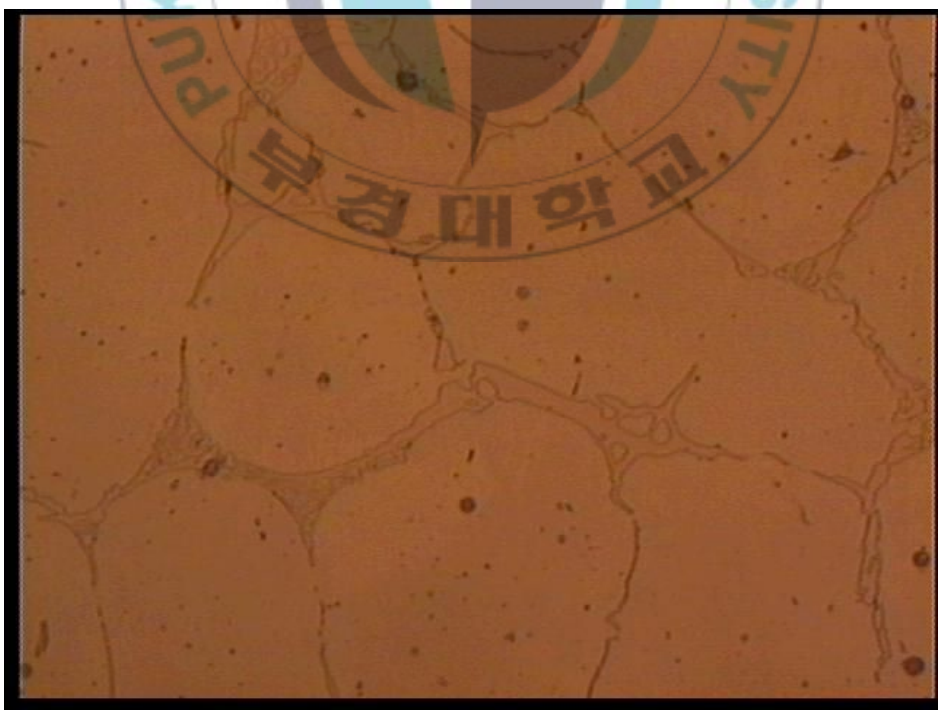
SKD61(80%)-BNi-2(20%), 1200℃, 2hr, x50

Fig. 15 Microstructures of liquid phase sintered amorphous materials

PUKYONG NATIONAL UNIVERSITY 부경대학교



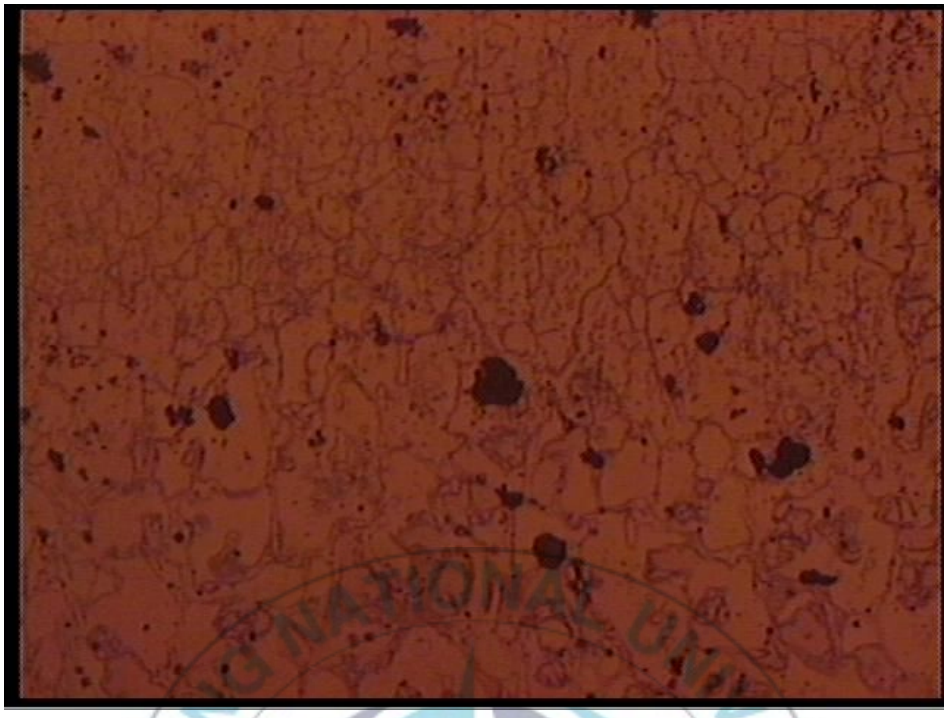
SKD61(80%)-BNi-2(20%), 1200℃, 2hr, x200



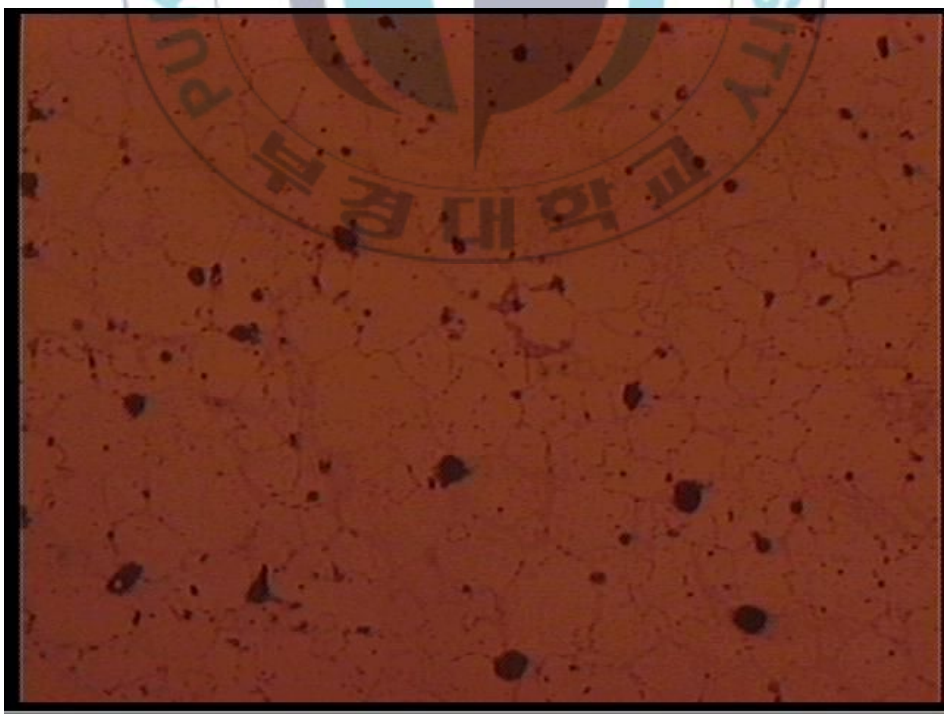
SKD61(80%)-BNi-2(20%), 1200℃, 2hr, x200

Fig. 16 Microstructures of liquid phase sintered amorphous materials

PUKYONG NATIONAL UNIVERSITY 부경대학교



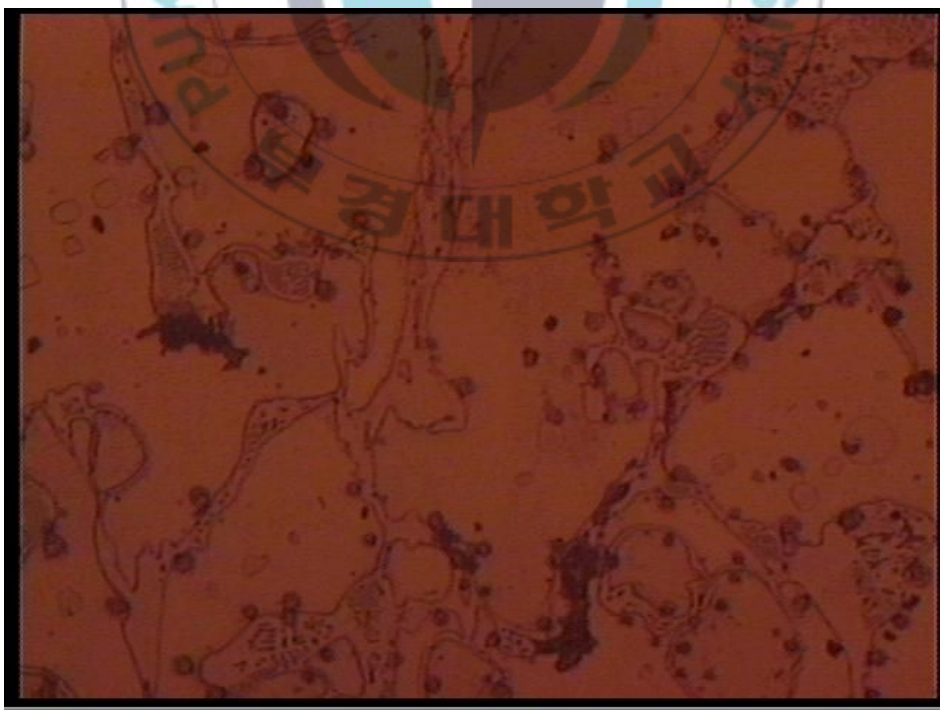
SKD11(70%)-BNi-2(30%), 1200℃, 2hr, x50



SKD11(70%)-BNi-2(30%), 1200℃, 2hr, x50

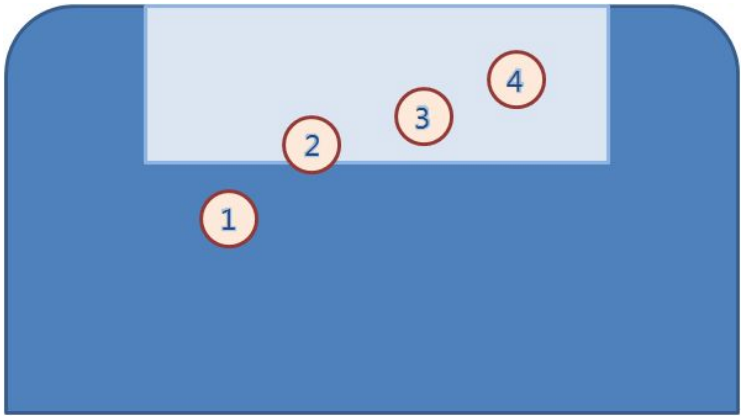
Fig. 17 Microstructures of liquid phase sintered amorphous materials

SKD11(70%)-BNi-2(30%), 1200℃, 2hr, x200

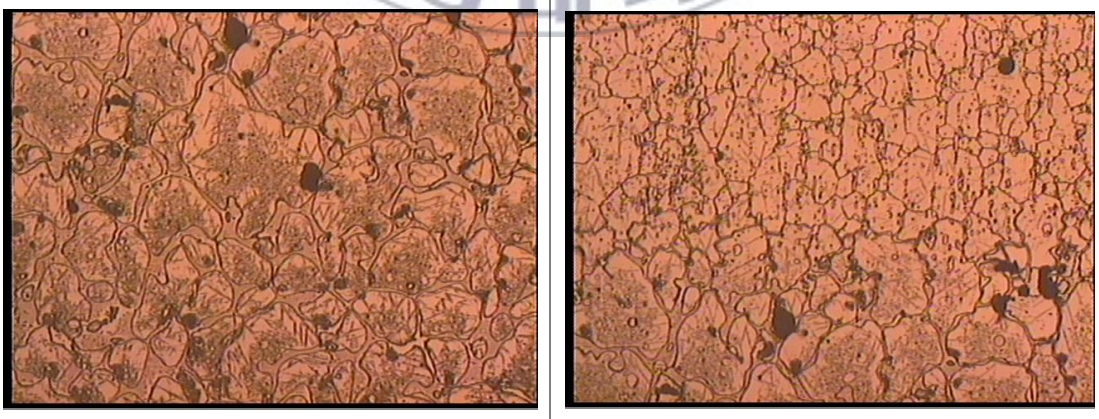


SKD11(70%)-BNi-2(30%), 1200℃, 2hr, x200

Fig. 18 Microstructures of liquid phase sintered amorphous materials

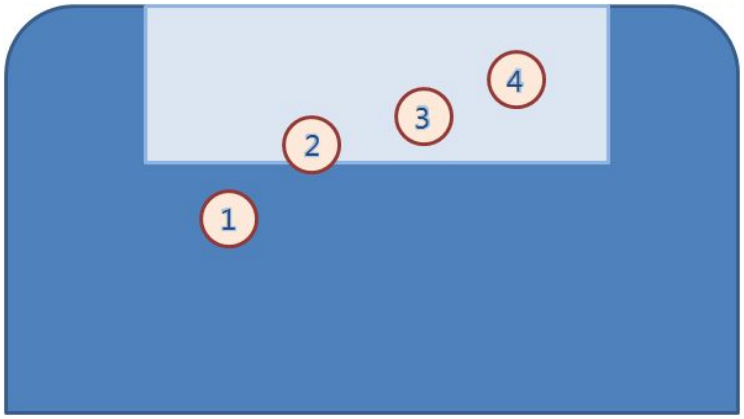


SKD61(70%)-BNi-2(30%), 1200℃, 2hr, x50

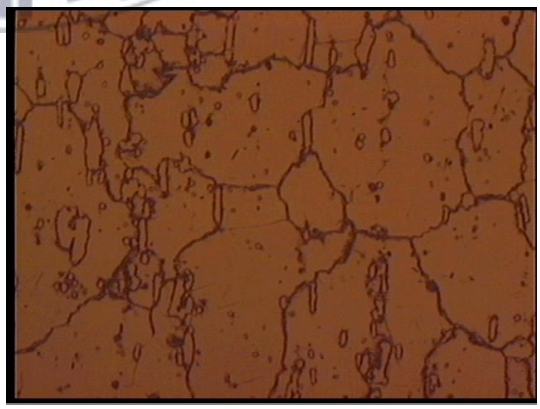


SKD61(70%)-BNi-2(30%), 1200℃, 2hr, x50

Fig. 19 Microstructures of liquid phase sintered amorphous materials



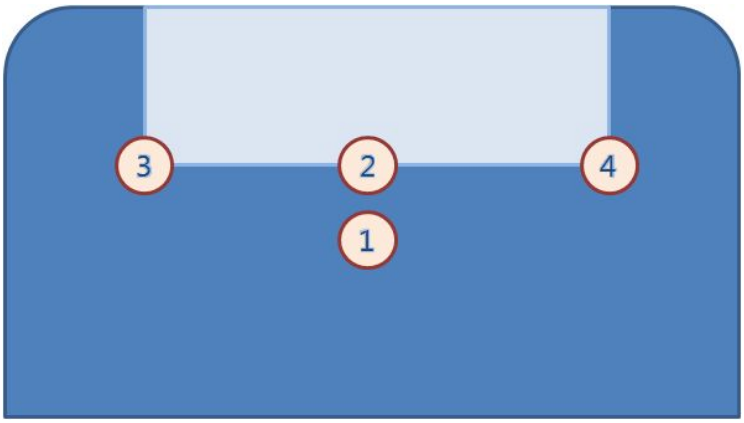
SKD61(70%)-BNi-2(30%), 1200℃, 2hr, x200

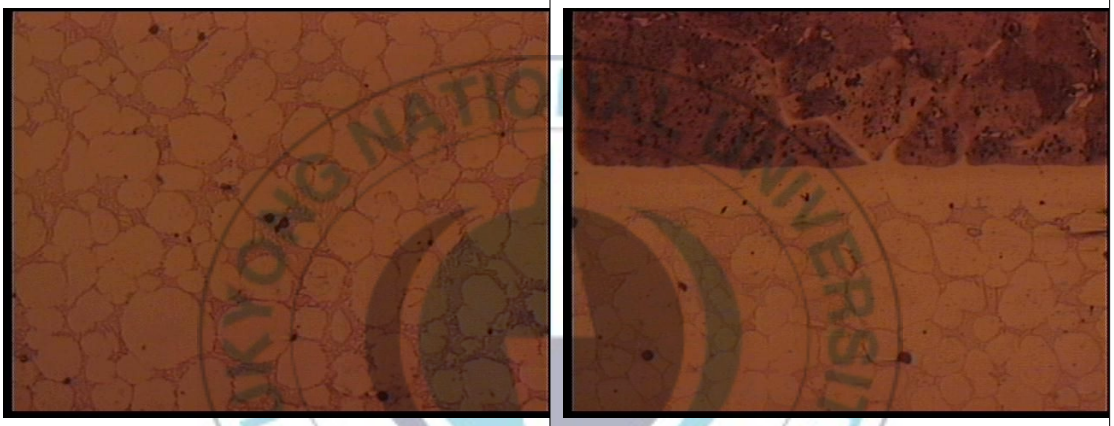


SKD61(70%)-BNi-2(30%), 1200℃, 2hr, x200

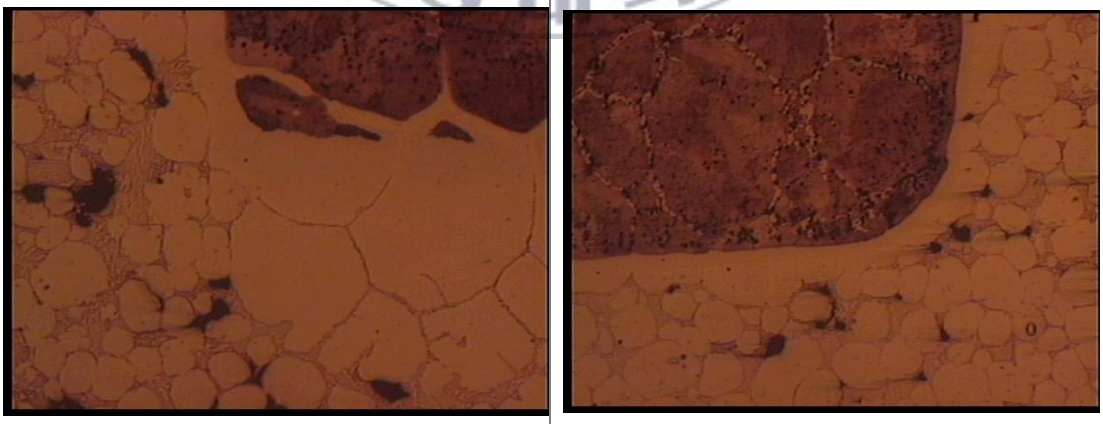
Fig. 20 Microstructures of liquid phase sintered amorphous materials

PUKYONG NATIONAL UNIVERSITY 부경대학교



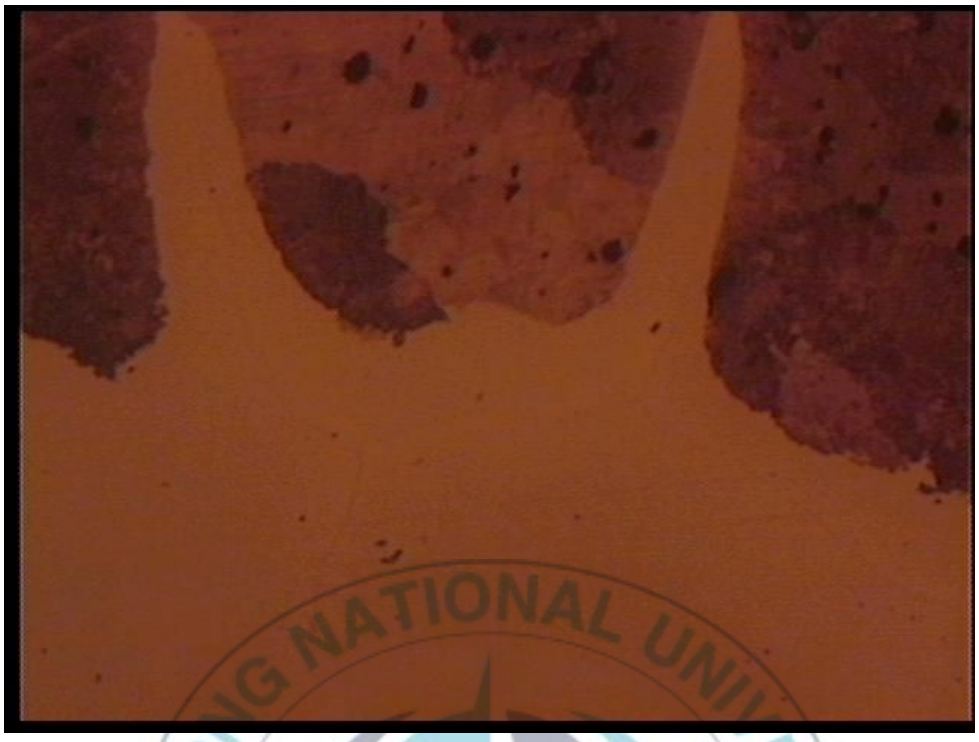


SKD11(80%)-BNi-2(20%), 1200℃, 4hr, x50



SKD11(80%)-BNi-2(20%), 1200℃, 4hr, x50

Fig. 21 Microstructures of liquid phase sintered amorphous materials

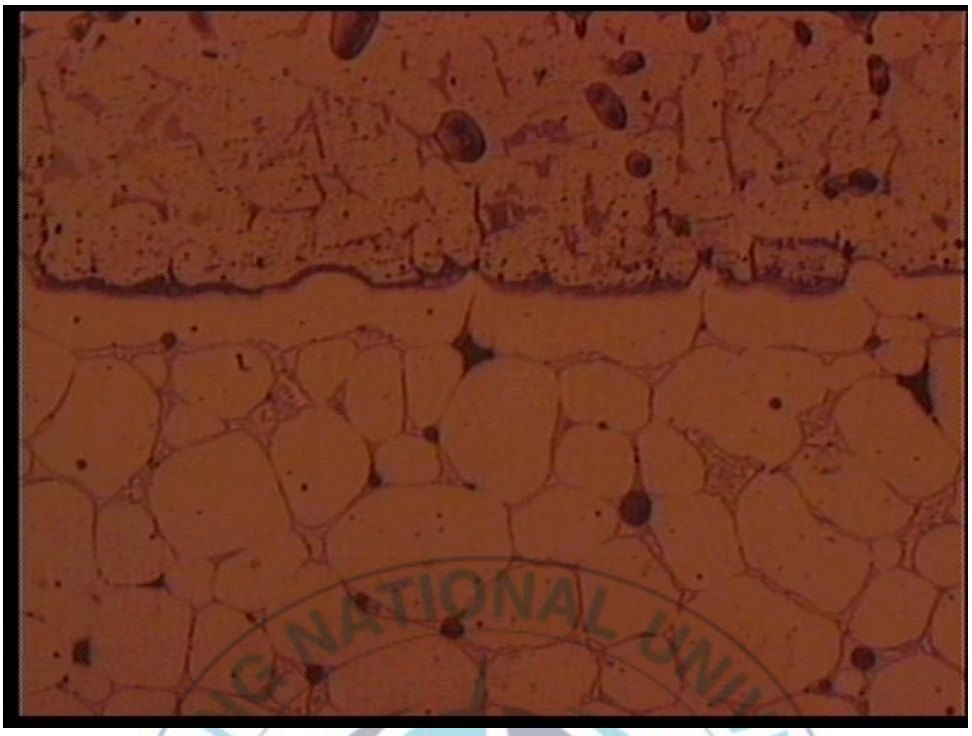


SKD11(80%)-BNi-2(20%), 1200℃, 4hr, x200

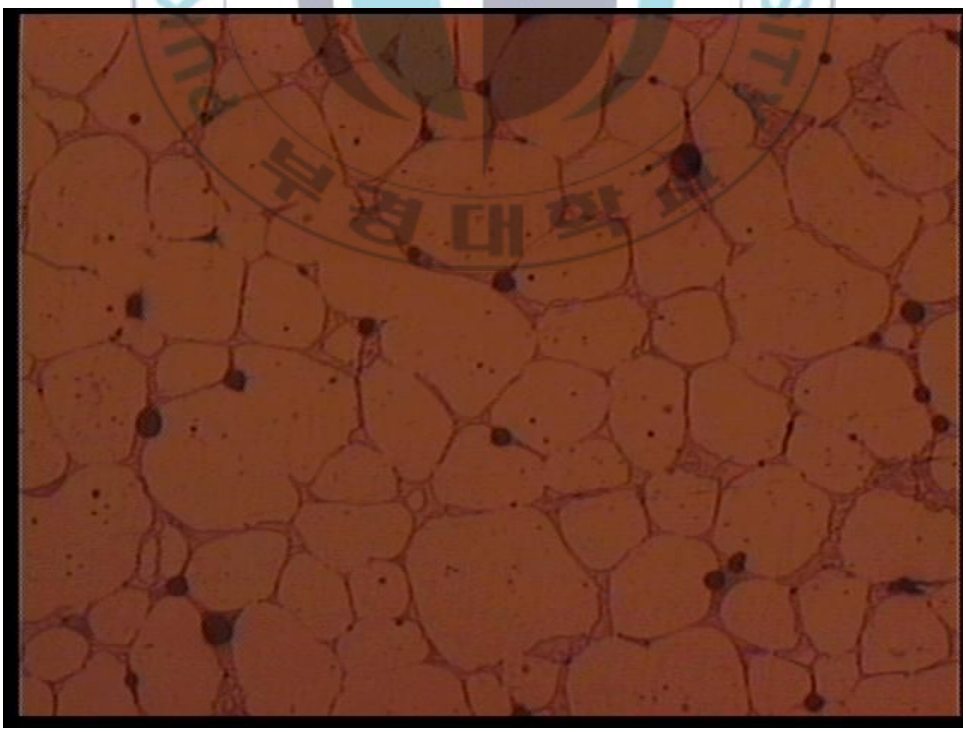
SKD11(80%)-BNi-2(20%), 1200℃, 4hr, x200

Fig. 22 Microstructures of liquid phase sintered amorphous materials

PUKYONG NATIONAL UNIVERSITY 부경대학교

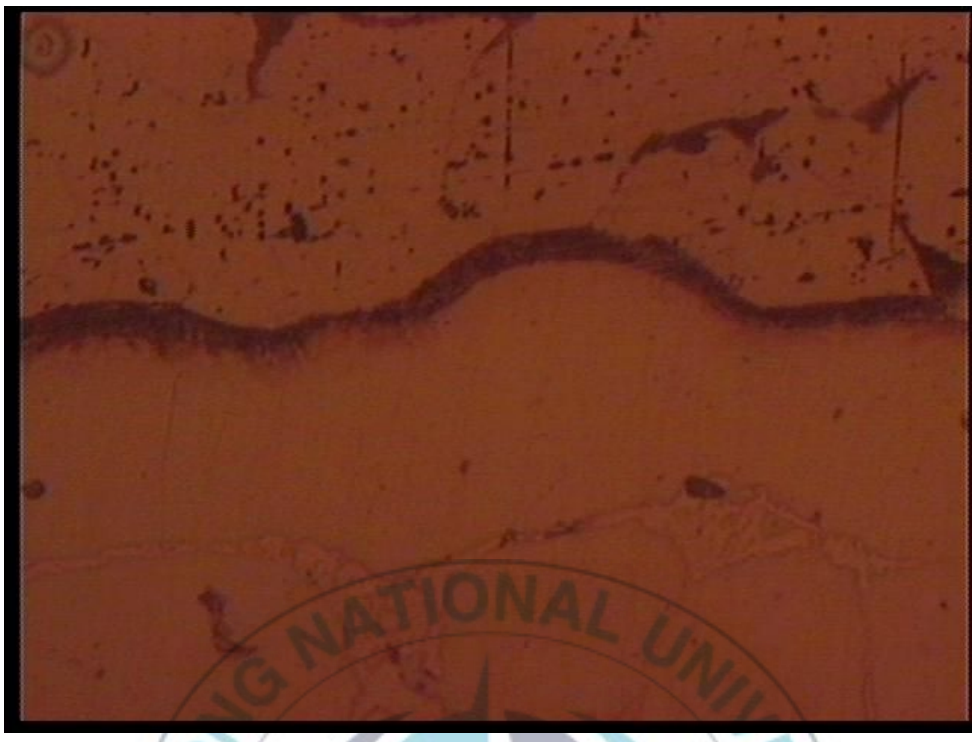


SKD61(80%)-BNi-2(20%), 1200℃, 4hr, x50

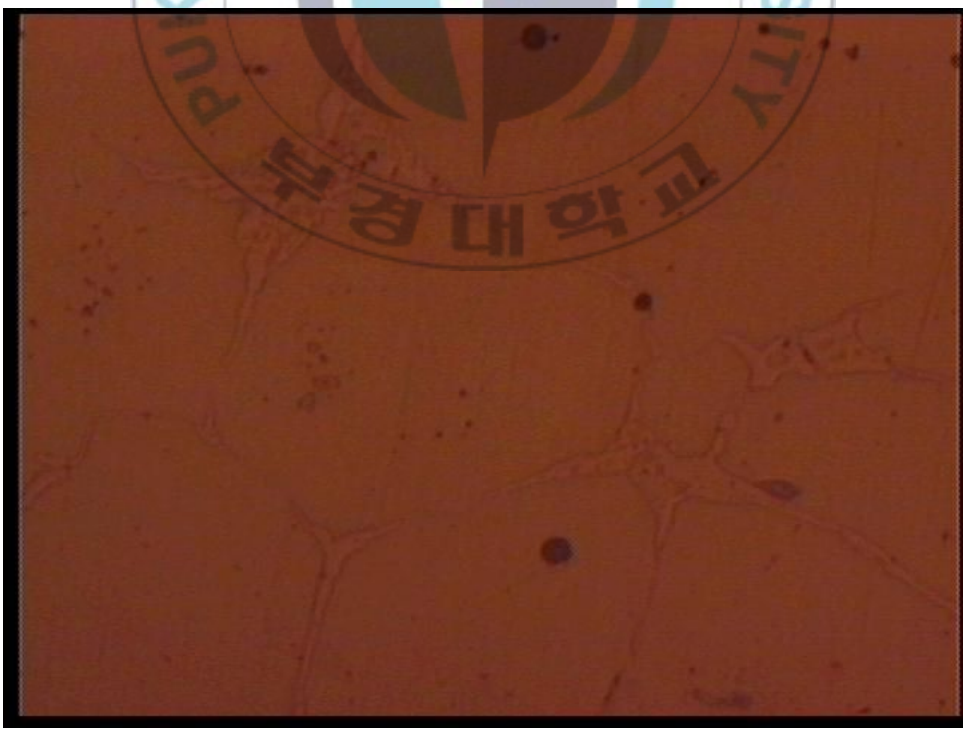


SKD61(80%)-BNi-2(20%), 1200℃, 4hr, x50

Fig. 23 Microstructures of liquid phase sintered amorphous materials



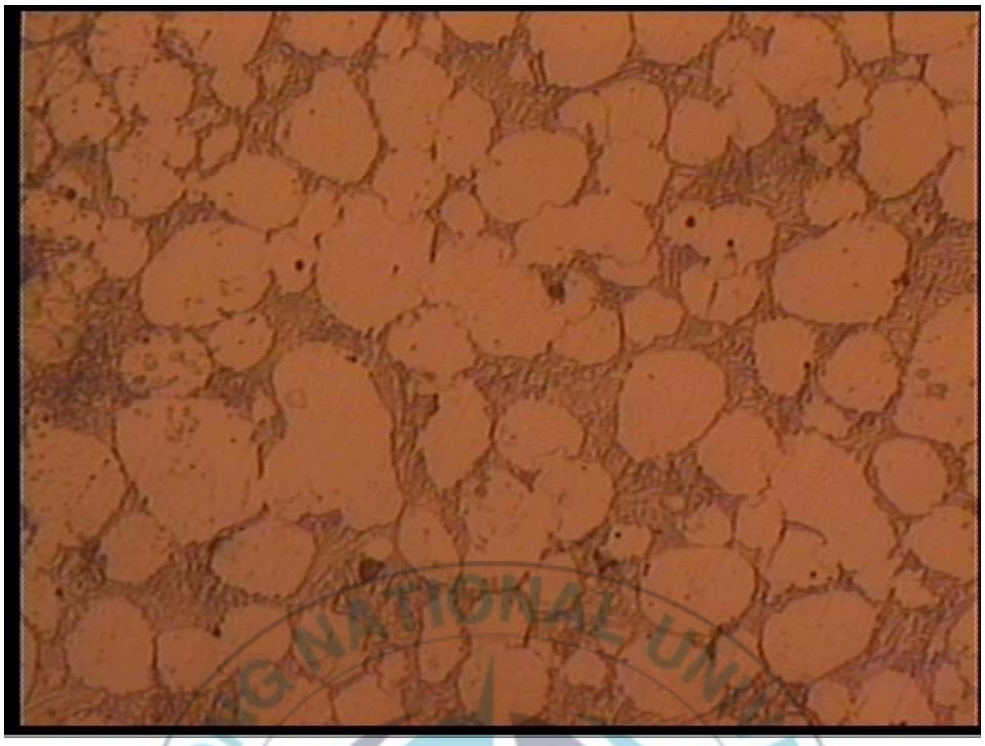
SKD61(80%)-BNi-2(20%), 1200℃, 4hr, x200



SKD61(80%)-BNi-2(20%), 1200℃, 4hr, x200

Fig. 24 Microstructures of liquid phase sintered amorphous materials

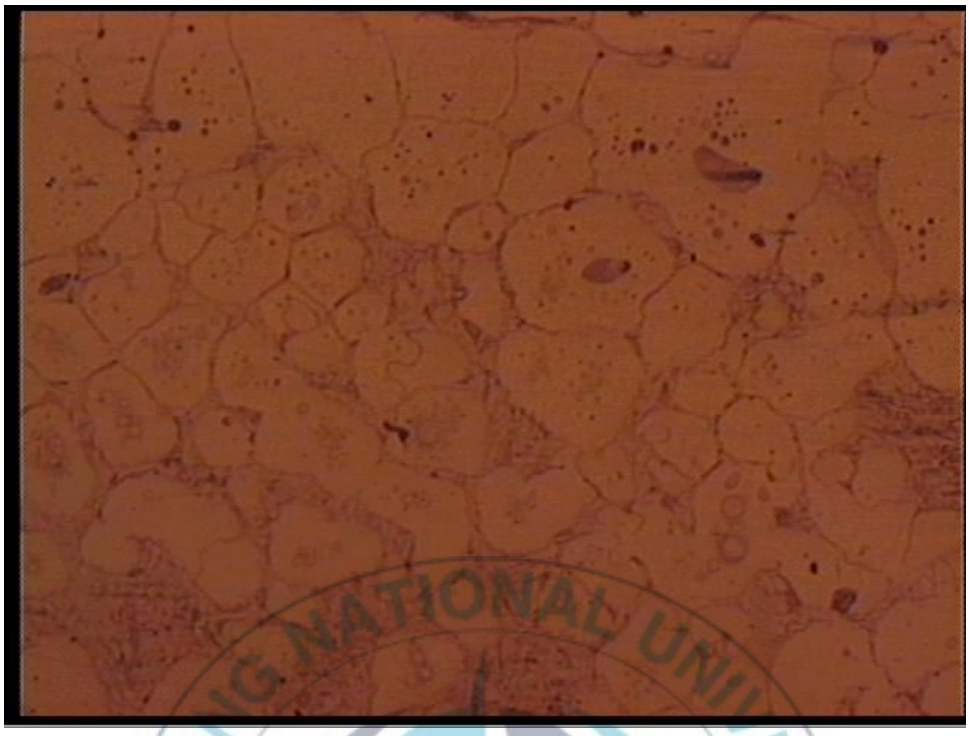
PUKYONG NATIONAL UNIVERSITY 부경대학교



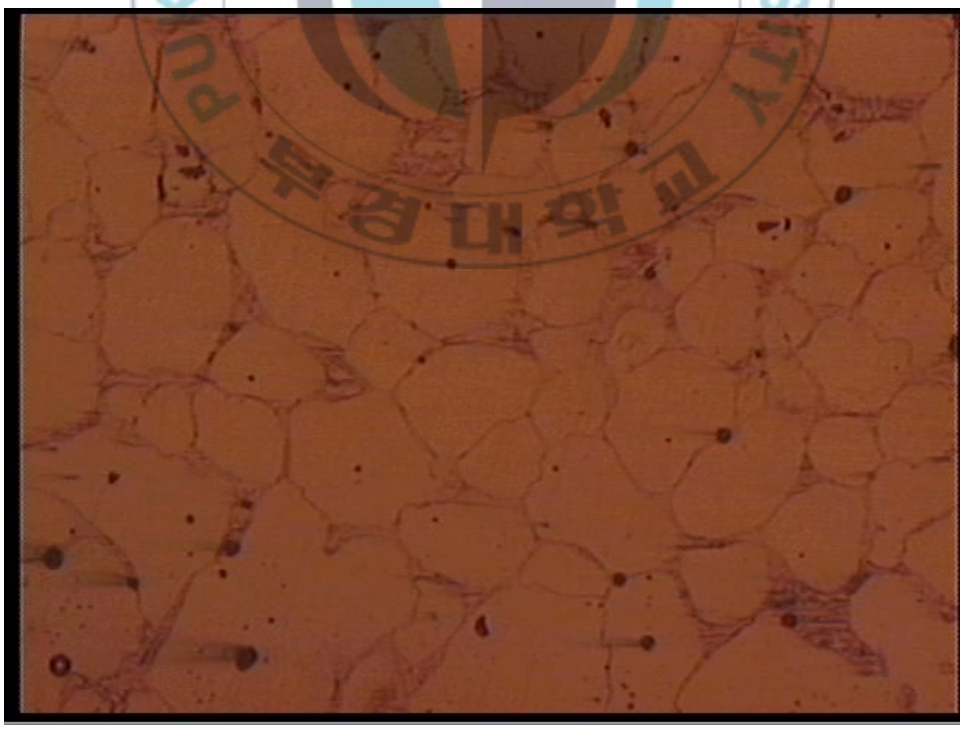
SKD11(70%)-BNi-2(30%), 1200℃, 4hr, x50

SKD11(70%)-BNi-2(30%), 1200℃, 4hr, x200

Fig. 25 Microstructures of liquid phase sintered amorphous materials



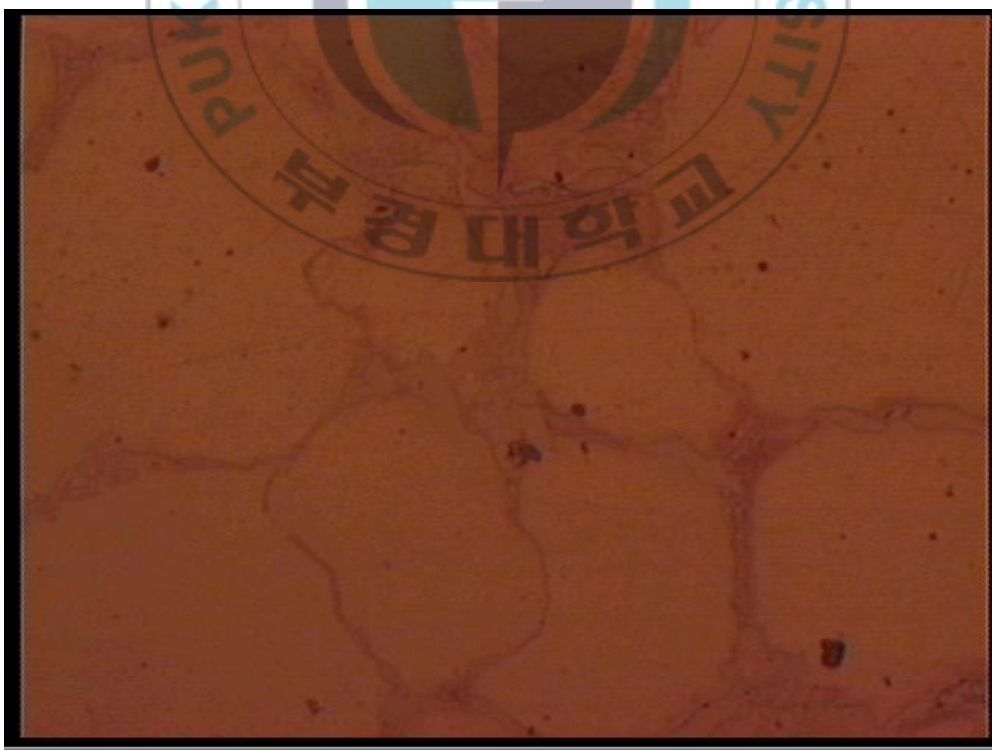
SKD61(70%)-BNi-2(30%), 1200℃, 4hr, x50



SKD61(70%)-BNi-2(30%), 1200℃, 4hr, x50

Fig. 26 Microstructures of liquid phase sintered amorphous materials

SKD61(70%)-BNi-2(30%), 1200℃, 4hr, x200



SKD61(70%)-BNi-2(30%), 1200℃, 4hr, x200

Fig. 27 Microstructures of liquid phase sintered amorphous materials

PUKYONG NATIONAL UNIVERSITY 부경대학교

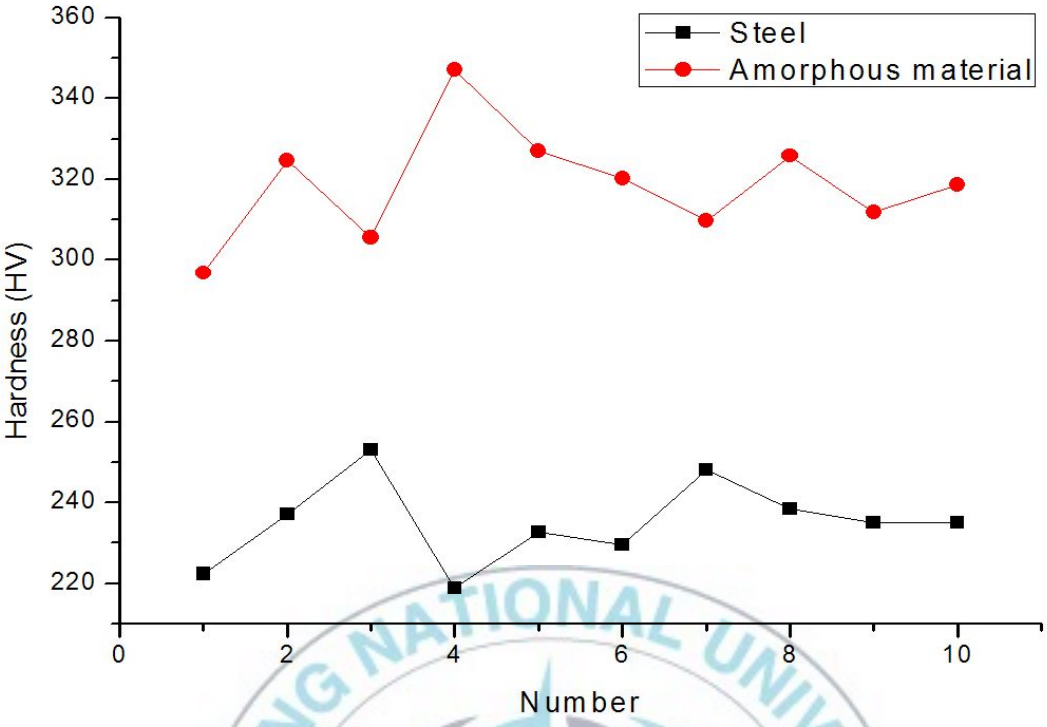


Fig. 28 Hardness of liquid phase sintered amorphous materials

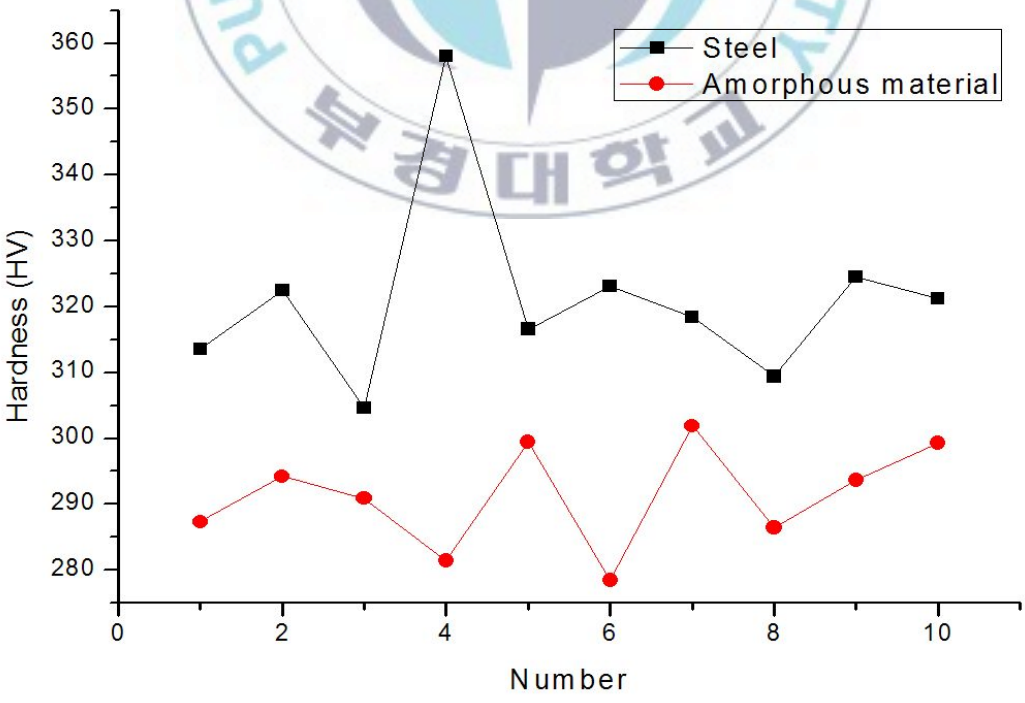


Fig. 29 Hardness of liquid phase sintered amorphous materials

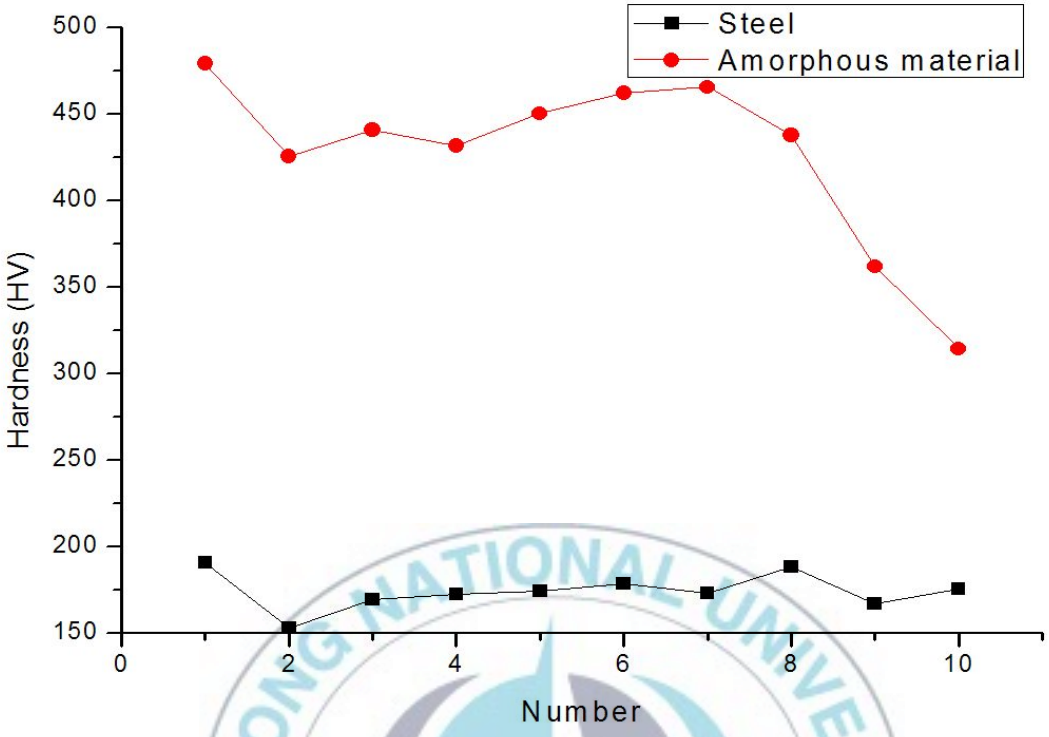


Fig. 30 Hardness of liquid phase sintered amorphous materials

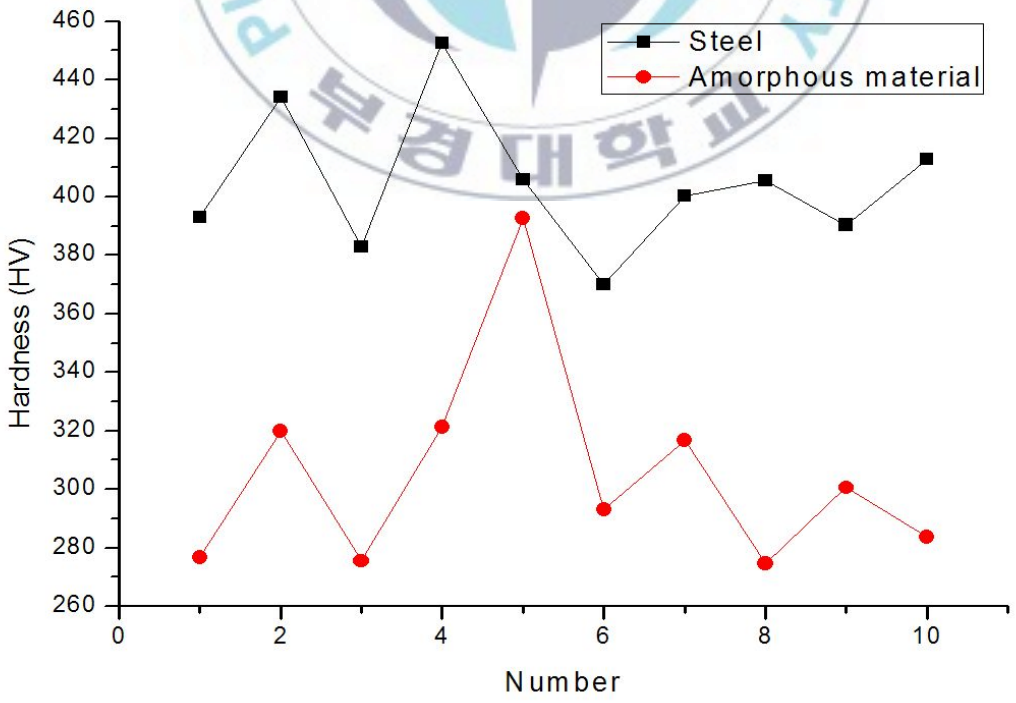


Fig. 31 Hardness of liquid phase sintered amorphous materials

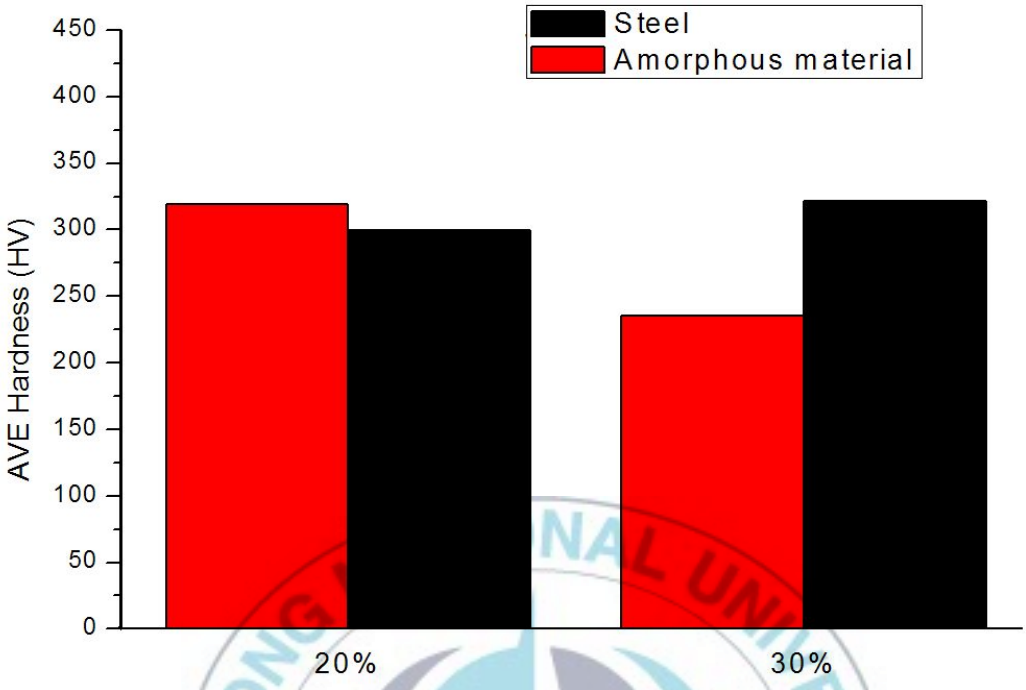


Fig. 32 Average Hardness Comparison(SKD11)

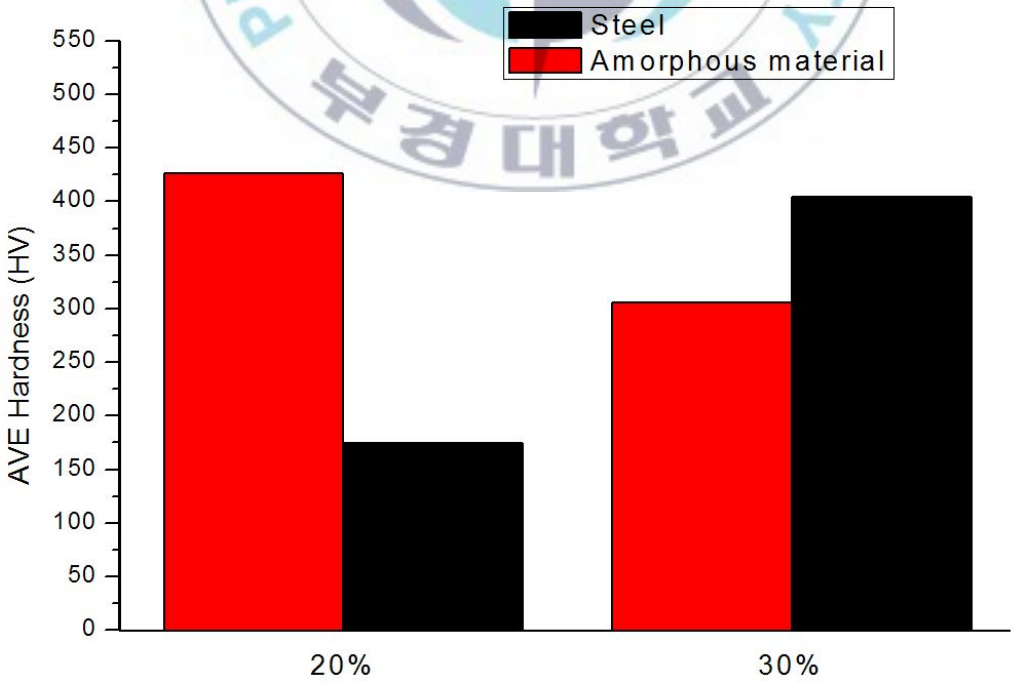


Fig. 33 Average Hardness Comparison(SKD61)

5. 결 론

철강재료의 표면에 비정질분말과 접합재를 혼합한 분말을 성형하여 가열하였을 때, 접합재의 양이 많을수록 가열 시간이 길어질수록 비정질소재의 성분이 철강표면부에 확산되어 가면서 균질화 되어간다.

본 연구에서는 접합재의 양이 20wt%이하일 경우, 접합재의 양이 부족하여 비정질 소재에 기공이 많고 계면이 불안정하여 표면부에 큰 영향을 끼치지 못하였다. 20wt%에서는 기공이 없고 계면이 안정적인데 열처리 시간을 2시간에서 4시간으로 증가시키면 철강재료의 표면부 grain사이로 접합재가 침투되기 시작한다. 접합재를 30wt% 첨가할 경우 균질화 되고, 철강표면에 확산되어 경질층이 형성되었다.

PUKYONG NATIONAL UNIVERSITY 부경대학교

참 고 문 헌

1) (標準)機械設計圖表便覽/ 小栗富士雄; 小栗達男 共著; 大光書林編輯部 譯編.大光書林, 1998.

2) R.Meldau and E.Stach : J. Inst. Fuel, 7, 336 (1934), p.54.

3) J. Inst. Fuel, 7, 336 (1934).

4) G.C.Smith : Symposium on Powder Metallurgy (1954), p.131.

5) Powder Metallurgy, OEEC (1955), p.93.

6) P.E.Rempes : Ceram. Bull., 37 (1958), p.334.

7) R.kieffer and W. Hopop : Pulver, Metallargie u.Sinterwerk Stoffe, Springer. Berlin, 1943, p.62.

8) C.W.Balke : Iron Age. 147, 16, 23 (1941).

9) Henry H. Hausner ; Modern Developments in Powder Metallurgy, Vol. 4 Processes, "Problems in the charactariation of Powders", Plenum Press, N.Y.-London, (1971)

10) E.C. Ellwood and W.A. Weddle; J. Inst. Metals, 80, (1951-1952) 193

11) Wills, F. and Clugston, E.J.; J Electrochem. Soc., % 106, (1959), 362

12) H.C. Neubing; Powder Metall. Int'l, 13 2, (1981), 74

13) Metals handbook, 7. Powder Metallurgy, 9th ed. ASM, (1984)

14) Des Forges, C.D; Powder Metall. 22 3, (1979), 138