

## Fe-Cr-Al계 합금 빌렛의 상온 표면균열 원인에 관한 연구

김상원<sup>†</sup> · 박종혁\* · 김인배\*

포항산업과학연구원 부품신소재연구센터 신금속연구팀  
\*창원특수강 기술연구소

### Study on the Origins of Surface Cracks at Room Temperature in Fe-Cr-Al Alloy Billets

S. W. Kim<sup>†</sup>, J. H. Park\* and I. B. Kim\*

New Materials & Components Research Center, Research Institute of Industrial Science & Technology (RIST)  
\*Technical Research Laboratories, Changwon Specialty Steel Co., Ltd.

(2003년 8월 11일 받음, 2003년 11월 28일 최종수정본 받음)

**Abstract** Metallurgical and mechanical experiments were performed to explain unexpected surface cracks encountered in fabricating ground rolled-billet of Fe-Cr-Al alloys at room temperature. The toughness of these alloys containing between 220 and 236 ppm (C+N) has been assessed using notched-bar impact tests. According to our results, with a larger grain size, a higher interstitial content of (C+N) or a smaller size of precipitates, ductile to brittle temperature(DBTT) increased and absorbed energy decreased at room temperature. These results suggest that the surface cracks at room temperature stem from a poor resistance to brittle fracture, due to dislocation movement by the finely dispersed carbides within grains under the condition of higher (C+N) content.

**Key words** Fe-Cr-Al alloys, embrittlement, toughness, DBTT

#### 1. 서 론

페라이트계 Fe-Cr-Al계 내열강제는 1930년대 스웨덴의 Bulten-Kanthal사가 개발한 고온재료로 Ni-Cr계 및 Ni-Cr-Fe계 보다 비저항은 높고 열팽창율과 밀도는 작으며 특히 대기중 산소와 반응하여 비교적 순수한 알루미나( $Al_2O_3$ )로 된 보호피막을 형성하기 때문에 고온에서도 내산화성이 우수하다고 알려져 있다.<sup>1)</sup> Fe-(14~21%) Cr-(2~6 %)Al 성분의 내열강 합금계는 1250°C까지 사용 가능한 전열선 재료, 내화물 거푸집 보강소재, 금속섬유(metal fiber)등으로의 용도로 개발되어 일찍이 실용화되었다. 이와 같은 용도에 공통적으로 요구되는 특성은 고유저항이 크고 저항의 온도계수 및 열팽창율이 작아야 하며, 야금학적으로는 내열성, 내식성, 고온강도 및 가공성이 양호해야 하므로 일반 구조용 재료에 비하여 훨씬 까다롭다. Fe-Cr-Al 합금계에 있어서, 비저항은 Cr, Al의 농도 증가에 따라 크게 증가하는데 Cr보다 Al의 영향이 더욱 크며, 농도 증가에 따라 저항의 온도계수는 감소한다.<sup>2)</sup> 또한 두 원소의 농도 증가는 인장강도와 경도를 증가시키나 페라이트(bcc) 구조를 나타냄으로 인성이 저감되는 것으로 알려져 있다.<sup>3,4)</sup> 이와 같은 Fe-Cr-Al 합금을 세선 혹은 강관의 형태로 제조하기 위해서는 생산 공

정상의 knowhow 확보가 필수적이나 국내에서는 이에 관한 연구와 경험의 부재로 이 소재의 제작기술이 완전히 확립되어 있지 못하다. 즉, 이 합금계 중에서 내화물 거푸집 보강용 선재로의 용도가 큰 Fe-(14~15%)Cr-(3~4 %) Al계(FCA2라 칭함) 선재 생산에 있어, 주조된 잉곳 혹은 분괴압연으로 생산된 빌렛(billet)을 냉각시키고 표면 그라인딩(grinding, G/D)을 실시하면 일정시간 경과 후 표면에서 균열(crack)이 많이 발생하고, 이는 각각의 후속 공정인 분괴압연 및 선재압연시 심각한 표면결함의 직접적 원인이 됨에 따라 실수를 저하는 물론, 정도에 따라서는 후속 공정 자체가 불가능하게 되어 선재제품의 양산이 곤란한 실정이다. FCA2의 생산공정에서 1100°C 이상 재가열된 잉곳이 850~900°C에서 분괴압연 종료되면 130×130 mm 혹은 150×150 mm 빌렛이 완성되고 상온까지 공냉된 후 표면 G/D를 거쳐 공정계획에 따라 선재압연 대기상태가 된다. 이와는 달리 선재압연 직전 상온까지의 공냉을 제외하고 잉곳의 표면 G/D 없이 온간이송을 통하여 분괴압연이 실시되도록 하여 소재의 온도가 상온에 존재하는 시간이 없도록 개선시킨 공정도 실시되고 있으나, 빌렛 표면의 G/D는 어느 공정에서도 반드시 실시하는 것으로 되어 있다. 문제는 G/D가 완료된 상태에서 잉곳 혹은 빌렛 표면에서 발생하는 균열이며, 이를 방지할 수 있는 해결 방안의 도출이 시급한 상황이다. Fig. 1은 실제 G/D가 완료된 잉곳 표면에서 발생

<sup>†</sup>E-Mail : swkim@rist.re.kr



Fig. 1. Cracks on ingot surface.

된 균열의 대표적 예를 보인다.

본 연구는 최종적으로 Fe-Cr-Al계에 대한 합금설계와 상기의 선재 제조공정상 난점을 적절히 해결함과 동시에 일련의 공정변수를 최적화함으로써 고부가가치강 생산의 기초를 마련하기 위한 것으로, 먼저 상기 Fe-(14~15%)Cr-(3~4%)Al계 빌렛 정정에서 발생하는 표면 균열에 초점을 맞추어 근본적 원인을 규명하고 그에 따른 억제 방안을 도출하기 위하여, 공정조건에 따른 시편에서의 미세조직의 변화를 면밀히 조사하고, 이에 조사된 기계적 특성, 특히 충격인성을 상관지어 검토하고자 한다.

## 2. 실험 방법

### 2.1. 시편 채취 및 충격시험편 제작

시편은 현장에서의 제조공정 중 초기단계로 용해 후 제조된 잉곳과 분괴압연 후의 빌렛으로 각각에 대하여 잉곳의 길이방향 혹은 압연 평행방향으로의 종단면 및 직각방향으로의 횡단면이 되도록 두께 20 mm로 절단하였다. 종단면은 다시 충격시험편을 채취하기 용이하도록 폭 방향으로 절단하였다. 횡단면 및 종단면 시편은 주로 거시조직관찰에 사용하였으며, 결정립, 석출물, 개재물 등의 미세조직 관찰용 시편은 균열이 문제가 되는 표면에서 20 mm 내외의 표면 가까운 쪽에서 약 2~3 mm 두께로 관찰면이 종단면쪽이 되도록 채취하였다. 한편, 충격시험을 위한 시편은 역시 균열이 문제가 되는 표면쪽으로부터 채취하였는데, 시편의 길이 방향을 압연방향과 평행이 되도록 하고 노치(notch)는 시편의 횡단면에서 중심쪽에 형성시켰으며, 조직이 가능한 한 균일하게 되도록 한쪽 표면에서 시험조건당 3~4개씩 제작하였다.

### 2.2. 조직관찰 및 성분분석

채취된 시편 중 절단된 종, 횡단면은 밀링 후 연삭작

업을 통하여 거시조직을 관찰하였으며, 미세조직에서 결정립 및 조대한 생성물은 광학현미경으로 관찰하였고, 결정입계 및 입내에서의 미세 생성물의 관찰, 충격시험의 파면 및 성분분석은 SEM과 부속기기인 EDS 및 WDS로 실시하였다. 또한 SEM으로 관찰 불가능한 미세 생성물과 전위(dislocation)는 TEM을 이용하여 분석하였으며, 시편은 replica 혹은 ion milling한 상태로 제작되었다. C, N, S, O 분석은 각 대상위치에서  $3 \times 3 \times 7 \text{ mm}^3$  정도의 핀(pin) 샘플을 3개씩 제작하여 emission spectrometer로 행하였으며 평균값을 분석값으로 하였다. 그 외 합금원소의 정량분석은 ICP법을 활용하였다.

### 2.3. 충격시험

충격인성을 파악하기 위하여 250 J 이상의 충격흡수에너지 평가가 가능한 Charpy 충격시험기로 시험을 실시하였으며, 시험온도는 상온에서 최고 260°C까지 20°C 혹은 적당 온도간격으로 설정하였다. 한 온도에서의 시험시편 개수는, 빌렛은 3개 혹은 4개로, 잉곳은 재질의 불균질 등을 고려하여 9개로 하였다. 시편 규격은 JIS 4호( $10 \times 10 \times 55 \text{ mm}$ , 중앙부 깊이 2 mm 노치 형성)로 하였다.

### 2.4. 열처리

빌렛 냉각과정에서 생성물의 생성 거동을 조사하기 위하여 상온까지 공냉된 빌렛으로 분괴압연 초기(1080~1120°C) 및 종료온도(850~900°C)를 고려하여 용체화처리온도를 1043, 1064, 1084, 1143°C로 설정하고, 각각의 온도에서 1시간씩 유지시킨 후 950, 900, 850, 800, 750°C의 각 온도까지 로냉시키고 각 온도에서 15분간 유지시킨 후 수냉시키는 방식으로, 한 용체화처리온도에서 수냉온도가 다른 5개씩의 시편을 제작하였다. 한편, 비교를 위하여 1084°C에서 용체화처리후 상온까지 로냉한 시편도 제작하였다. 빌렛의 압연조직에서의 재결정은 630~1030°C 구간에서 100°C 간격으로 1시간 유지시킨 후 수냉시킨 각 시편의 조직변화로부터 확인하였다. 재결정은 730°C에서 시편의 극히 일부에서 관찰되며, 1030°C에서 시편 전체가 재결정화된 조직이 관찰되었다. 빌렛 시편에서 냉각과정의 상이, 재결정화 및 재결정화에 부가한 2차 열처리가 조직 및 충격인성에 미치는 영향을 조사하기 위하여 분괴압연된 빌렛을 공냉, 수냉, 1030°C에서 재결정화 후 공냉, 1030°C에서 재결정화 후 850°C까지 공냉 그리고 이 온도에서 2시간 부가 열처리한 후 공냉하는 방식으로 시편을 준비하였다.

## 3. 결과 및 고찰

### 3.1. 성분분석

Table 1에 잉곳에서 몰드쪽의 표면부, 중심부 그리고 그 사이에서 채취한 시편에서의 대표적 성분분석값을 나타내었다. 위치에 따라 (14.16~14.28)Cr, (3.62~3.67)Al

**Table 1.** Chemical compositions of typical FCA2 ingots used.

element site	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	Co	Ti	W	N	O	
mold side	0.018	0.17	0.16	0.021	0.0024	0.14	14.28	0.059	0.065	3.67	0.016	0.11	0.0055	0.0060	0.0016
Between mold and center	0.022	0.18	0.16	0.021	0.0039	0.14	14.16	0.059	0.066	3.62	0.016	0.11	0.0054	0.0053	0.0016
center	0.020	0.18	0.16	0.021	0.0018	0.14	14.26	0.059	0.065	3.64	0.016	0.11	0.0055	0.0071	0.0015

의 농도로 위치에 따라 현저한 농도변화가 없었고, (C+N) 농도는 평균 261 ppm(C: 200 ppm, N: 61 ppm)로 나타났다. 한편, 이와는 다른 heat로 제조된 잉곳으로 분괴압연 후 공냉, 수냉 및 재결정화 처리한 빌렛의 (C+N) 농도를 조사한 결과, 각각 220 ppm(C: 110 ppm, N: 110 ppm), 234 ppm(C: 140 ppm, N: 94 ppm), 238 ppm(140 ppm, N: 98 ppm)으로 나타나 heat별 시편의 (C+N) 농도에 차이가 있었다.

한편, 빌렛의 표면에서 채취한 시편으로 800~1200°C 온도구간에서 단면감소율(R.A) 및 인장강도(T.S) 변화를 조사한 결과, 800°C 이상에서 단면감소율이 90%를 넘는 매우 양호한 열간가공성이 나타났다. 공냉된 빌렛의 조직을 관찰하면 Fig. 2와 같이 잉곳의 응고조직이 파괴된 변형조직으로 나타나며, 일련의 조직관찰로부터 재결

정화 온도가 1030°C로 평가된 것을 감안하고 분괴압연의 종료온도를 고려하면 본 소재의 열간가공성이 균열의 직접적 원인은 아닌 것으로 판단된다.

### 3.2. 조직관찰

Fig. 2의 (a)와 (b)는 각각 잉곳과 분괴압연 후 빌렛의 횡단면에서 나타난 거시조직이다. (a)에서는 통상의 주조조직에서 나타나는 등축정(equiaxial) 조직은 관찰되지 않고, G/D후 일부 남은 칠(chill) 조직과 중심부를 향하여 잘 발달한 주상정(columnar) 조직을 보여주고 있다. (b)에서는 재결정의 징후는 관찰되지 않으며, 분괴압연을 통하여 (a)의 주조조직이 파괴되고 심하게 변형된 조직(deformed structure)을 나타내어 (a)와 상이한 조직으로 변화했음을 알 수 있다. (a)에서 등축정이 나타나지 않은 것은, 시편을 채취한 위치에 따라 조직이 다를 수 있으며 현재의 조직은 잉곳의 ingate보다 압탕부(한 변의 길이: 300 mm) 가까운 쪽의 조직이기 때문이다. Fig. 3의 (a), (b), (c) 및 (a'), (b'), (c') 각각에는 분괴압연 초기에서 상온까지 냉각되는 과정중 형성되는 생성물 변화의 대표적인 예로 1084°C에서 1시간 용체화처리한 후 수냉시점의 온도를 950, 850, 750°C로 달리한 시편의 입계부에서 얻은 조직과 입계를 중심으로 화살표 양방향으로 약 15  $\mu\text{m}$ 씩 선분석한 주요 성분원소의 농도변화를 나타낸다. 이 시편의 (C+N) 농도는 261 ppm이었다. 수냉온도가 950°C인 (a)에서 입계에서의 생성물은 거의 관찰되지 않았으며, (a)에서 입계 부근에서의 성분원소 농도변화도 확인되지 않았다. 수냉온도가 100°C 낮아진 (b)에서 비로소 입계에 간헐적으로 형성된 생성물이 관찰되며, (b)로부터 이 생성물은 탄화물로 Ti와 C의 화합물로 추정된다. (c)가 되면 입계 생성물은 생성정도가 보다 현저해져 연결된 형태로 관찰되며, (C)에서 이 생성물에서는 Ti와 C 뿐만 아니라 Cr의 농도가 증가한 양상을 보여 Ti, Cr 및 C로 구성된 화합물이 됨을 정성적으로 알 수 있다. 이때 생성물의 주변이 에칭액에 심하게 부식된 양상은 생성물에서의 Cr 농축으로 이 영역에서의 Cr 고갈(depletion)<sup>5-8)</sup>현상과 관련있다. 한편, 입내에서 1~3  $\mu\text{m}$ 의 생성물과 10  $\mu\text{m}$  정도의 조대한 생성물도 관찰되었는데, 분석결과 거의 대부분 Ti와 N의 화합물이었다. 이 정도 크기의 생성물은 냉각과정에서 형성되는 생성물이기보다 제강성 생성물로 추정되며, 후술할 전위 고착역할도 못하므로 균열의 직접적 원인은 아닌 것으로 생각된다.

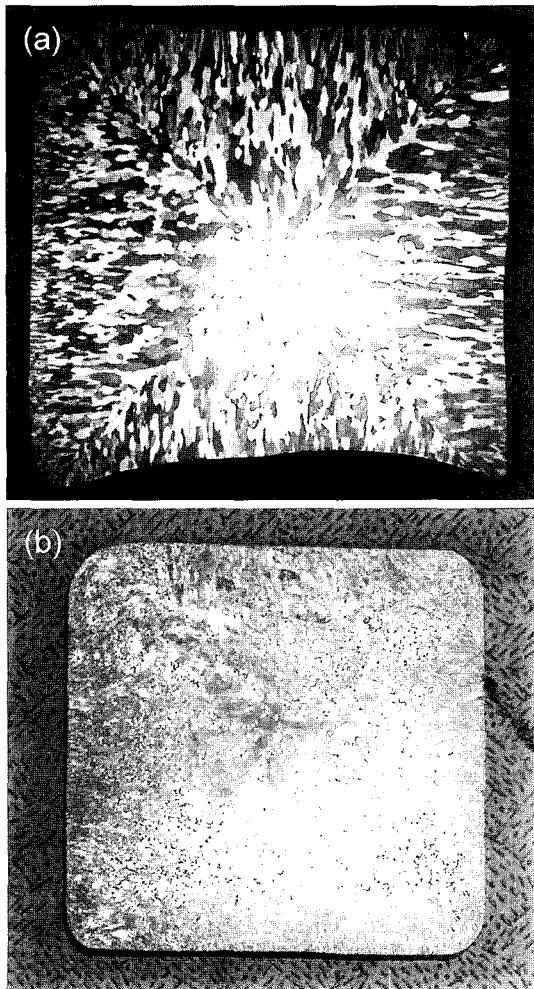
**Fig. 2.** Typical macro structures of (a) ingot and (b) billet.

Fig. 3에서의 미세생성물에 관한 보다 구체적인 정보

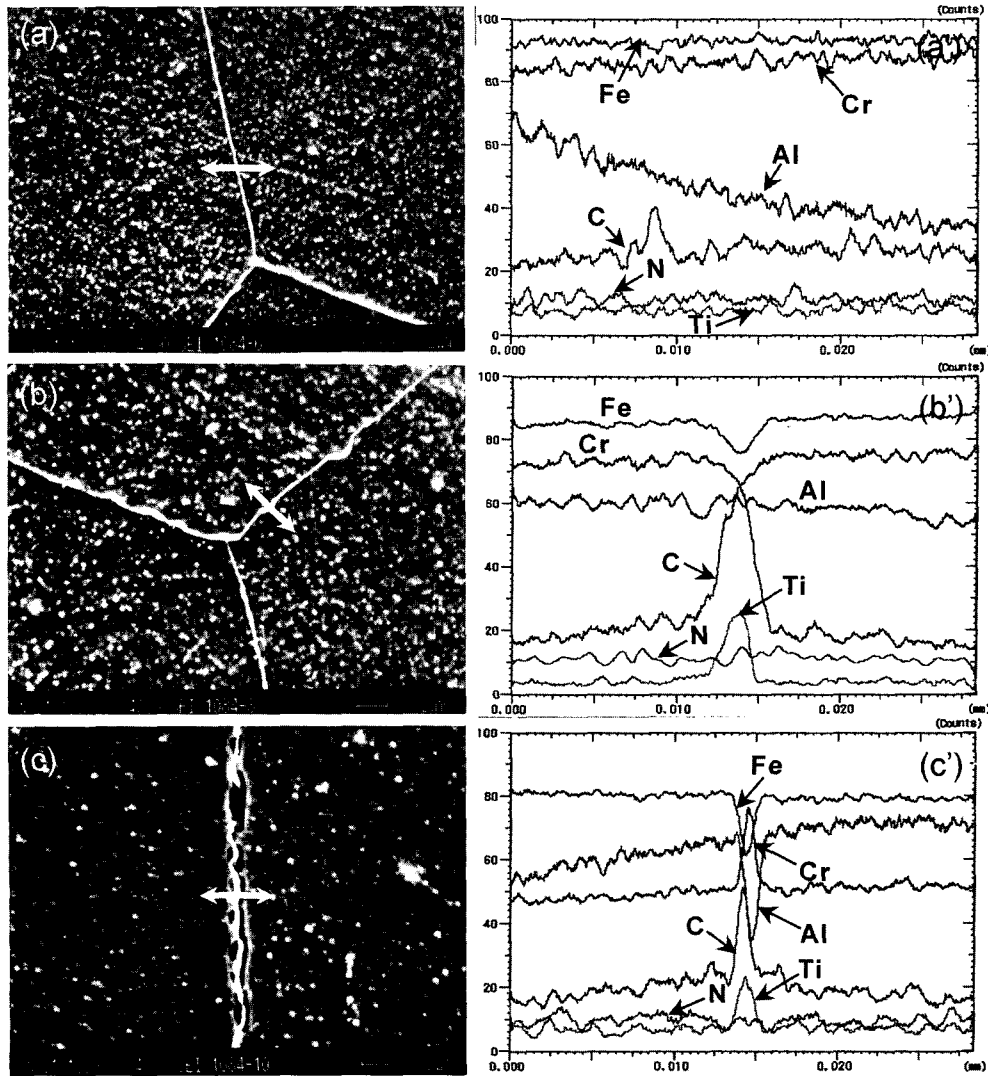


Fig. 3. SEM micrographs and line analyses obtained in the billet specimens with different quenching temperatures of (a) 950°C, (b) 850°C, and (c) 750°C after annealed for 1 hr. at 1084°C for solution treatment.

를 얻기 위한 TEM 관찰결과를 Fig. 4의 (a), (b), (c) 및 (d)와 (a'), (b'), (c') 및 (d')에 나타내었다. (a), (b), (c)는 각각 Fig. 3의 (a), (b), (c)와 동일한 시편, (d)는 1084°C 용체화처리후 상온까지 로냉한 시편에서 얻은 것이다. (a)에서는 입계 생성물은 관찰되지 않고 비교적 조대한 입내 생성물만 관찰되었으며, (b), (c)에서는 입내 생성물뿐 아니라 입계 생성물도 관찰되었다. 한편, (d)에서는 다수의 입내 미세생성물이 관찰되었다. (a'), (b') 및 (c')의 생성물의 성분분석에서 C 이외 금속성분만의 구성비로 Ti가 80 at.% 이상, 나머지를 Cr, Mo가 차지하는 것으로 나타났다. 이를 Fig. 3과 Ti가 주성분인 탄화물인 경우 TiC 형태의 화합물만 존재하는 JCPDS 회절 데이터 검색 결과를 종합하면, Ti의 일부가 Cr, Mo로 치환된 MC 형태의 Ti(Cr, Mo)C 탄화물임이 확인되었다. 이와 같은 형태의 생성물은 950°C에서 비교적 조대한 크기로 TiN과 함께 혼재하는 것으로 나타나며, 850°C 이하에서는 입계에 형성되기 시작함과 동시에 입내에서도 일부 생성되는 것으로 판단된다. 따라서, 용체화처리온도

에서 상온까지 냉각되는 과정에서 형성되는 1~2  $\mu\text{m}$  이상 조대한 생성물은 질화물 혹은 탄화물이며, 약 1  $\mu\text{m}$  이하의 미세생성물은 주로 탄화물로 생각된다. 또한 로냉시 입내의 미세생성물은 (a), (b) 및 (c)의 생성물과 동일한 방법으로 분석한 결과 원자백분율(at.%)로 Cr이 주성분이며 일부가 Mo, Ti로 치환된  $\text{M}_3\text{C}_2$  형태의 탄화물로 생각된다. 이는 냉각과정에 따른 탄화물 생성거동의 상이를 시사한다.

상기의 결과를 기초로 시편에서의 불순물 및 조직의 변화와 기계적 특성간의 상관관계를 도출하기 위하여 (C+N) 농도, 분과압연 후 냉각법 및 열처리법을 달리한 일련의 실기 빌렛 시편에서의 TEM 관찰결과를 먼저 설명한다. Fig. 5의 (a), (b)는 (C+N) 농도가 상이한 공냉한 빌렛에서 채취한 시편으로 충격시험후 파면 가까운 쪽에서의 TEM 관찰상을 나타낸다. (C+N) 농도가 220 ppm인 (a)에서는 전위만 일부 관찰되고 미세생성물은 특별히 관찰되지 않았다. 반면, (C+N) 농도가 261 ppm인 (b)에서는 Fig. 4의 (d)와 같은 미세생성물이 다수 관찰되었다. 이

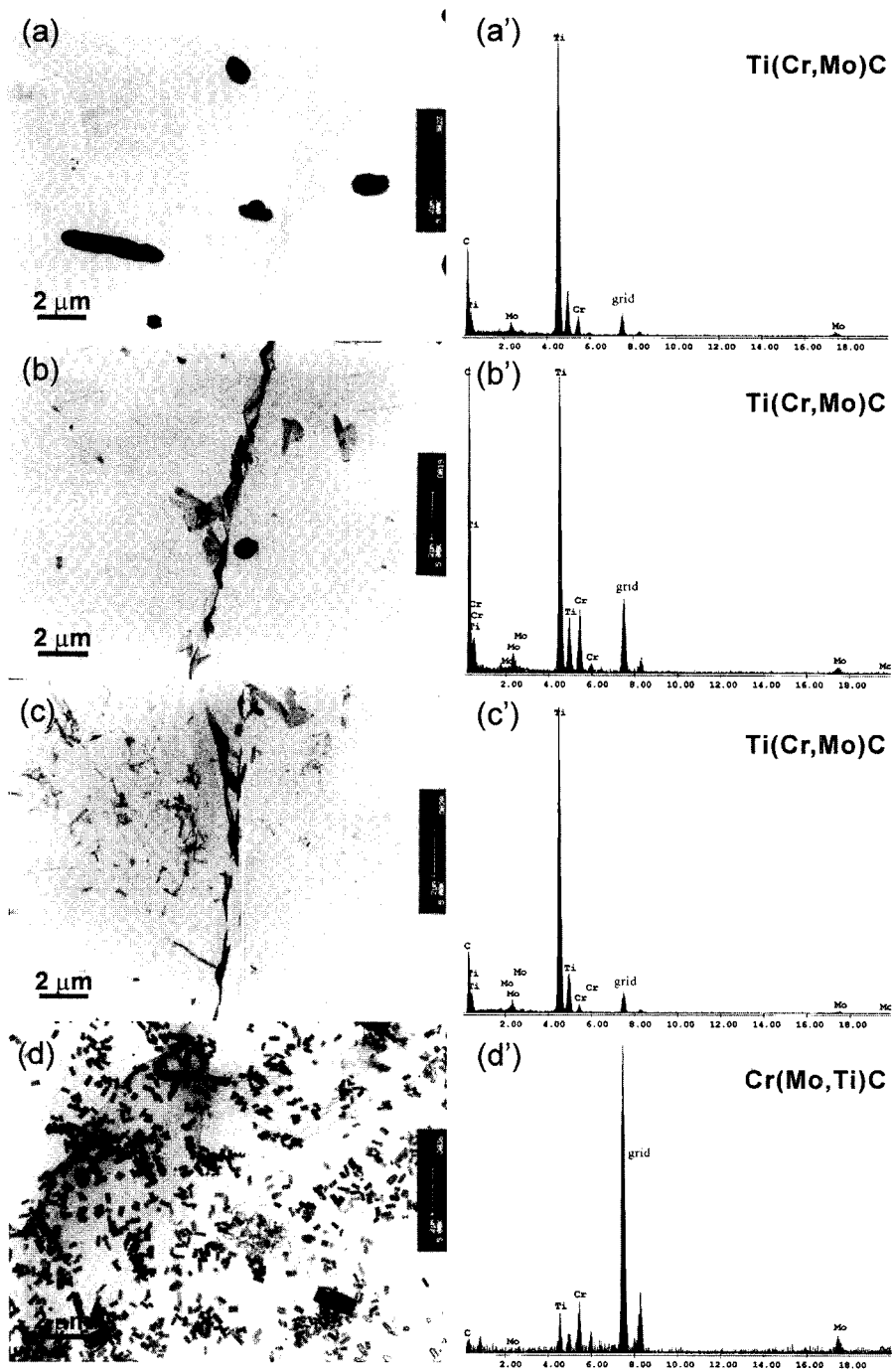


Fig. 4. TEM micrographs and EDS spectrums obtained in the billet specimens with different quenching temperatures of (a) 950°C, (b) 850°C, (c) 750°C, and (d) furnace cooling after annealed for 1 hr. at 1084°C for solution treatment.

는 (b)에서 높게 나타난 C의 농도와 밀접한 관련이 있으며, 탄화물의 생성에 큰 영향을 주는 것을 의미한다. Fig. 6의 (a)는 (C+N) 농도가 220 ppm인 공냉 빌렛에서, (b)는 (C+N) 농도가 234 ppm인 수냉 빌렛에서 채취한 충격시편에서의 TEM 관찰상이다. (b)의 경우 (a)에 비하여 훨씬 많은 전위가 존재하고 있음을 알 수 있다. 이는 수냉과정에서 열충격에 의한 전위의 생성과 상대적으로 회복(recovery) 시간이 짧아 냉간가공역인 분괴압연시 도입된 전위가 다수 존재하는 것으로 생각되며, 조직에서 미세생성물은 관찰되지 않았다. Fig. 7의 (a)는 공냉

빌렛에서 시편을 채취하고 1030°C에서 5시간 재결정화 시킨 충격시편에서의 TEM 관찰상이며, (b)는 (a)에서의 재결정화 열처리후 850°C에서 2시간 부가 열처리한 충격시편에서의 TEM 관찰상이다. 시편의 (C+N) 농도는 236 ppm이었다. (a)에서는 Fig. 6의 (b)보다 작은 수의 전위가 관찰되었으며 전위가 100 nm 이하의 생성물에 묶여 있음이 관찰되는 반면, (b)에서는 전위가 거의 관찰되지 않고 생성물의 크기가 (a)에 비하여 현저하게 성장되어 있음을 확인할 수 있다.

위에서 언급한 생성물에 대한 TEM 결과는 본 연구

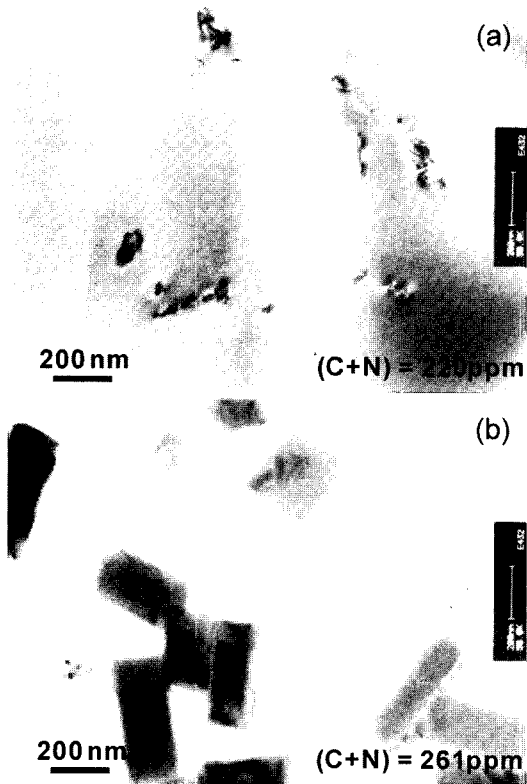


Fig. 5. TEM images of dislocations and precipitates observed in the air cooled billets with different (C+N) contents of (a) (C+N) = 220 ppm, and (b) (C+N) = 261 ppm.

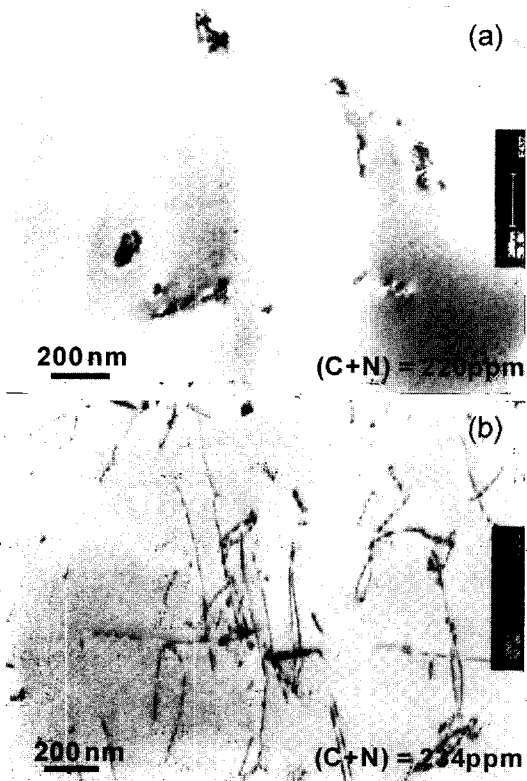


Fig. 6. TEM images of dislocations and precipitates observed in the billets with different cooling treatments of (a) air cooling, and (b) water cooling after rolling of billets.

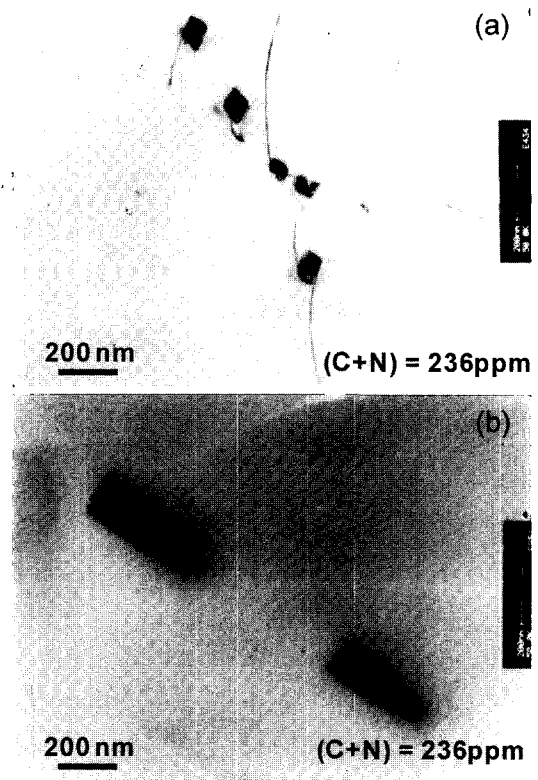
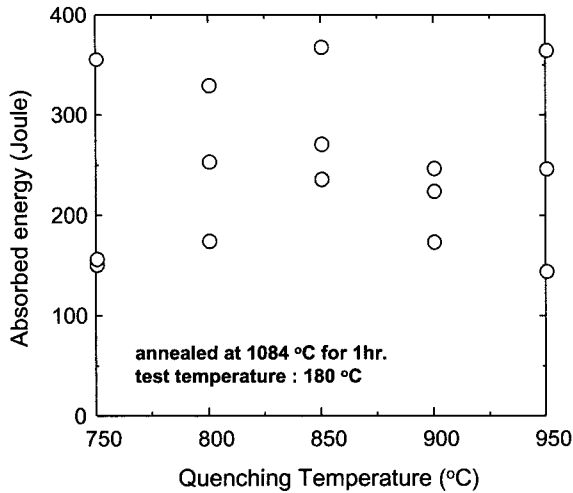


Fig. 7. TEM images of dislocations and precipitates observed in the billets with different heat treatments of (a) recrystallization, and (b) recrystallization and additional annealing at 850°C after rolling of billets.

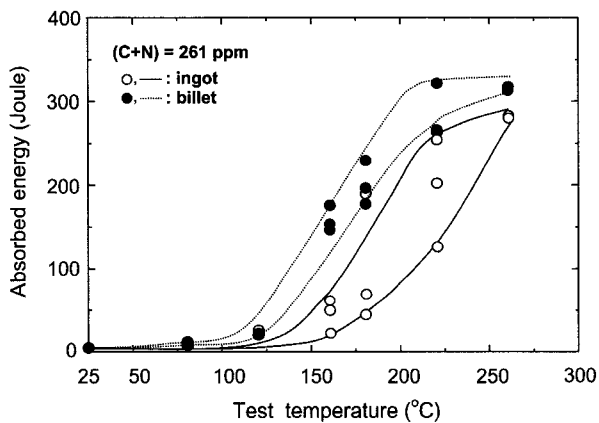
의 전체결과를 설명함에 있어 생성물의 성분, 형상, 크기 및 분포 등이 의미 있는 것으로 판단, 이에 대한 정성적 파악에 초점을 맞춘 것이며, 생성물의 정확한 구조를 파악하기 위하여 회절패턴(diffraction pattern, D.P) 분석은 특별히 실시하지 않았다.

### 3.3. 충격인성

입계 생성물이 충격인성에 어떠한 영향은 미치는지 Fig. 8에 그 결과를 나타내었다. 그림은 1084°C에서 1시간 용체화처리(이 상황에서 재결정화가 완료됨.)한 후 950, 900, 850, 800, 750°C로 수냉온도를 달리하여 입계 생성물의 형성정도가 다르게 준비한 충격시편으로 얻은 충격흡수에너지변화이며, 시험온도는 180°C이다. 이미 Fig. 3에서 언급한 바 같이 수냉온도 850°C 이하에서는 입계 생성물이 필름상태로 존재하였다. 그림에도 불구하고 그 이상온도에서의 충격흡수에너지와 비교하면 현저한 변화가 없는 것으로 나타났다. 이 결과로부터 입계 생성물의 생성정도가 본 소재의 균열에 대한 근본적 원인이 아님이 판명된다. Fig. 9에는 잉곳 및 빌렛에서 채취된 시편으로 충격시험을 행하고 시험온도에 대한 충격흡수에너지변화를 나타내었다. 그림에서 흰 점은 잉곳, 검은 점은 빌렛에서 얻은 값이다. 그림의 각 점은 세 개의 시편에서 얻은 값의 평균값이며, 시편의 평균 (C+N) 농도는 261 ppm이었다. 그림에서 잉곳과 빌렛의 연성취성 천

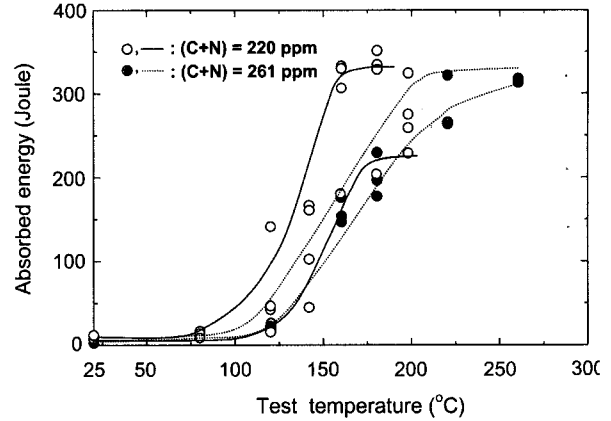


**Fig. 8.** Charpy impacting absorbed energy variation with test temperatures for billet specimens with different quenching temperatures after annealed for 1 hr. at 1084°C for solution treatment.

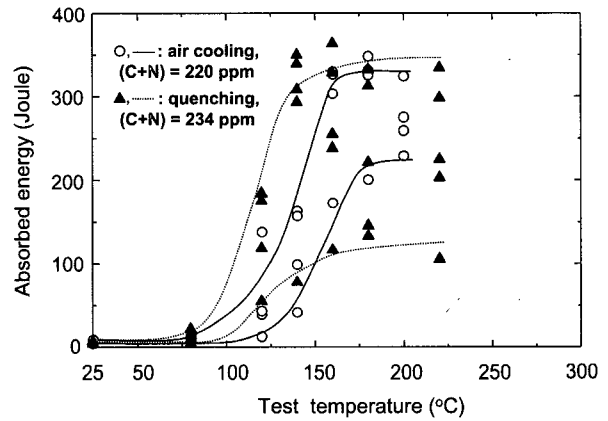


**Fig. 9.** Charpy impacting absorbed energy variation with test temperatures for ingot and rolled billet specimens.

이온도(ductile-brittle transition temperature, DBTT)는 각각 약 215, 170°C로 평가되었고 상온에서의 흡수에너지는 거의 0 joule로 나타났다. 이와 같은 취약한 재질적 특성이 G/D후 빌렛의 표면 혹은 내부의 균열을 야기시키는 근본적 원인이 됨을 강력히 시사하는 결과이다. 빌렛의 DBTT가 잉곳의 경우보다도 40~50°C 가량 낮게 나타난 것은, DBTT가  $\ln(d)^{1/2}$  ( $d$ : 결정입경)에 비례관계<sup>9,10,16</sup>에 있으므로 분괴압연을 통해 주조조직이 파괴된 조직 즉 상대적으로 결정립이 작아진 조직에서 기인했다고 추정된다. Fig. 10에는 변형조직을 나타내는 빌렛에서 (C+N) 농도가 상이한 경우의 충격흡수에너지변화를 나타내었다. 분괴압연 후 상온까지 공냉으로 냉각 과정이 동일함에도 불구하고 (C+N) 농도의 미량 감소에 따라 30°C 정도 DBTT가 감소하였다. 그 이유는 이미 Fig. 5에서 확인된 바와 같이 (C+N) 농도가 높을 경우 입내에 다수 생성된 미세생성물의 조직적 특성에 기인하는 것으로 추정된다. 이는 DBTT 증가 효과에 있어서 결



**Fig. 10.** Charpy impacting absorbed energy variation with test temperatures for air cooled billets with different (C+N) content.



**Fig. 11.** Charpy impacting absorbed energy variation with test temperatures for billets with different cooling treatments after rolling of billets.

정입계에서 형성되는 탄화물, 질화물의 수와 크기가 중요하며 이와 같은 석출물은 결정립을 횡단하는 슬립 전파의 강력한 방해물로 작용하여 Hall-Petch식에서 Petch 기울기  $k_y$ 를 높인다.<sup>11</sup> 또한 석출물은 균열의 유효표면 에너지를 낮추는 효과로 인접 페라이트 결정립에 균열을 일으키고 전파시키는 경향이 있으며, 미세 입내 석출물이 격자 마찰응력을 증가시켜 DBTT를 증가시킨다는 일반론에 잘 부합되기 때문이다.

이상의 결과에서 DBTT를 낮추기 위해서 조직을 미세화시키고, 입계보다 입내 생성물의 생성을 적극 억제시킬 필요가 확인되었다. Fig. 11에는 입내 생성물의 생성 억제를 위하여 (C+N) 농도가 234 ppm이며 수냉한 빌렛에서 얻은 충격흡수에너지변화를 (C+N) 농도가 220 ppm으로 다소 낮고 공냉한 빌렛에서의 결과와 함께 나타내었다. 수냉의 경우, Fig 4와 6의 결과로 미루어 입계, 입내생성물의 형성이 현저하지 않았음에도 불구하고 DBTT는 140°C 정도, 한 온도에서의 편차도 크게 나타나 공냉 빌렛에 비하여 수냉시 생성물의 생성 억제효과는 거

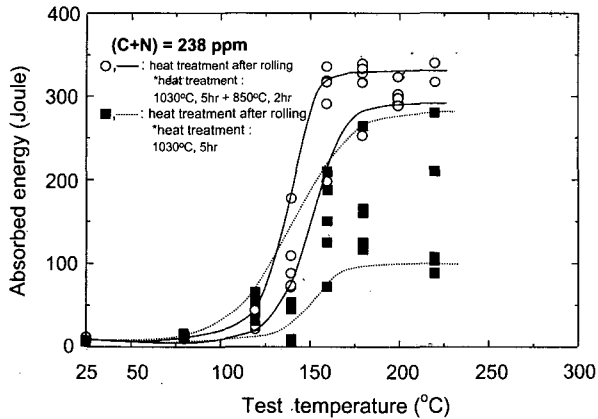


Fig. 12. Charpy impacting absorbed energy variation with test temperatures for air cooled billets with different heat treatments after rolling of billets.

의 보이지 않는다. 이는 수냉시 중심부와 표면부의 다른 응력상태로 재료 내부에 존재하는 심각한 불균일 열응력 상태가 주원인으로 생각되며, 이것이 다소 높은 (C+N) 농도와 상승작용을 일으켜 생성물의 생성 억제를 통한 DBTT 강하 효과를 크게 상쇄했기 때문으로 판단된다.

한편, 결정립을 작게 함으로써 DBTT를 낮추는 효과가 가장 클 것으로 예측되었던 재결정화 시편으로 얻은 결과를 Fig. 12에 나타내었다. 그림에서 DBTT가 오히려 160°C 정도로 상승하며, 고온에서의 충격흡수에너지도 앞의 경우에 비해 작아진 최악의 결과가 얻어졌고, 동일 온도에서의 편차도 비교적 크게 나타나 있다. 이 결과와 함께 재결정화 후 850°C에서 2시간 부가 열처리를 실시한 후 상온까지 공냉한 시편에서 얻은 흡수에너지변화를 나타내었는데 부가 열처리로 160°C로 평가되었던 재결정화 열처리 시편의 DBTT가 140°C 부근으로 낮아졌고, 고온에서의 충격흡수에너지도 거의 2배 이상 증가하여 연성이 상당히 회복된 것으로 나타났다. 이러한 현상은 고온 취성(high temperature embrittlement)과 관련 있을 것으로 생각된다. 고온 취성은 높은 농도의 침입형 원소를 함유한 고Cr 페라이트 스테인레스강을 약 950°C 이상 가열하고 상온까지 냉각할 경우 심각한 취성을 나타내며, 내식성이 감소하는 현상이다.<sup>12,13)</sup> 이 현상을 설명하는 두 가지 이론이 있는데, 편석(segregation)과 정합(coherent)에 관한 것<sup>14)</sup>과 Pruger가 제안한 마르텐사이트 변태 기구에 관한 것<sup>15)</sup>이다. 그러나 위와 같은 열처리시 충격인성을 해석함에 있어 보다 직접적으로는, 고온 취성의 원인이 입내 석출물의 크기, 분포 등에 있다고 보고한 Demo의 연구결과<sup>7,8)</sup>가 주목된다. 그들은 고농도의 침입형 원소를 함유한 446 스테인레스로 1100°C까지 가열한 후 수냉하면 취화되거나 고온에서 공냉, 서냉 혹은 850°C에서 재열처리하면 취성이 현저히 작아지는데, 충격시편의 파면관찰 결과로부터 공냉과 수냉의 경우 입계 파괴가 확인되었고, 850°C 재열처리시 입계에 심각한 정도의 생성물이 생성되었지만 연성이 회복되었기 때문에 탄화물이나 질화물의 입계 석출은 연성에 큰 영향을 주

지 않으며, 페라이트 합금이 고온으로 가열되었을 경우 나타나는 심각한 취성은, 입계 표면이 아니라 입내의 전위에서 Cr-rich 탄화물 혹은 질화물 생성에 기인한다고 보고하였다. 실제 Fig. 7의 결과를 참조하면 현재의 결과가 이 사실에 정성적으로 잘 부합된다는 것을 확인할 수 있다. 즉 부가 열처리를 실시한 Fig. 7의 (b)에서는 (a)에 비하여 전위가 거의 관찰되지 않았고, 생성물의 크기도 현저하게 성장되어 입자간의 평균거리가 상대적으로 증가한 것으로 나타나 생성물 자체가 전위 고착원으로서의 역할을 상실했기 때문에 연성이 회복되었다고 해석가능하기 때문이다. 따라서 본 연구의 Al을 함유한 페라이트계 내열강의 경우에 있어서도, DBTT 강하를 위해 고온 가열을 통한 재결정화를 시도할 때 고온 취성이 수반되므로 인성 회복을 위한 부가 열처리가 반드시 필요한 것으로 확인된다.

이상의 결과에서 분괴압연 후 빌렛을 냉각시키고 표면 G/D를 실시할 때 많이 발생하는 균열 발생의 근본적 원인은 본 연구의 어느 결과에 있어서도 균열 발생의 척도가 되는 DBTT가 150°C 부근이라는 것과 이는 전위의 이동을 방해하는 입내 탄화물 생성과 직접적 관련이 있는 것으로 요약되므로 열처리법 등의 개선만으로 상온 균열을 완전히 방지하는데 한계가 있는 것이 확인되었다. 따라서, 보다 근본적 해결방안으로 선재압연 직전까지 소재가 상온에서 대기하는 공정이 전혀 없는 열피이송이 가능한 공정으로의 변경과 입곳 및 빌렛 표면의 G/D도 DBTT이상의 고온에서 실시하는 것이 제시될 수 있으며, 침입형 미량 원소인 C는 입계 및 입내의 생성물 형성에 직접적 영향을 주므로 제강시 그 농도를 N보다 더욱 정밀하게 관리하며 (C+N) 농도를 가능한 한 낮게 유지하는 것이 중요한 과제이다.

#### 4. 결 론

“Fe-Cr-Al계 합금 빌렛의 상온 표면균열 원인에 관한 연구”를 통하여 다음과 같은 결과를 얻었다.

1. 1043~1143°C 온도에서 용체화처리 후 수냉 시점의 온도를 달리한 시편에서 수냉온도와 무관하게 조대한 결정립내 생성물이 관찰되었으며, 이는 TiN 질화물이었다. 입계 생성물은 850°C 이하에서 연결된 형태로 생성된 Ti(Cr, Mo)C 탄화물로 확인되었다. 한편, 공냉시편에서는 입내에서 미세한 탄화물로 관찰되었으며, 850°C, 2시간 부가 열처리로 현저히 성장하였다.
2. 입곳 및 빌렛에서 채취된 시편으로 충격시험을 행한 결과, DBTT는 각각 약 215, 170°C로 평가되었으며, 빌렛에서의 DBTT 강하는 주조조직이 파괴된 빌렛의 조직에서 기인하였다. 또한, 공냉 빌렛 시편에서 DBTT 강하에 대한 (C+N) 농도 감소의 효과가 확인되었다.
3. 재결정화 및 재결정화 후 850°C 부가 열처리한 시편으로 충격시험을 행한 결과, 결정립 및 (C+N) 농도가



동일함에도 불구하고 후자의 경우 인성이 크게 회복되었고, 충격흡수에너지의 편차도 현저히 작아졌다. 이는 입내 생성물의 성장에 따른 전위 고착원으로서의 역할 상실과 재질의 균질화에 기인되었다.

4. 입계 생성물 형성정도가 다른 시편으로 충격시험을 행한 결과, 본 소재의 충격 인성에 영향을 미치는 인자는 입계 생성물이 아니라 입내 생성물로 확인되었다.

5. 빌렛의 상온 표면균열은, 높은 (C+N)농도로 결정입내에 미세하게 분산되어 분포하는 탄화물의 전위 고착원 역할로 취성파괴에 대한 낮은 저항성에 기인하였다.

### 참 고 문 헌

1. M. Sugiyama, T. Nakayama, *J. Jpn. Inst. Met.*, **23**(9), 530 (1959).
2. *Metals Handbook Ninth Edition*, 3, p.640, Metal park, Ohio (1980).
3. S. Yamada and H. Oosawa, *Denki Seiko*, **38**(3) 136 (1967).
4. S. L. Case and K. R. Van Horn, *Aluminum in Iron and Steel*, 265 (1953).
5. E. C. Bain, R. H. Aborn, and J. J. B. Rutherford, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, **21**, 481 (1933).
6. H. F. Ebling and M. A. Scheil, *ASTM STP No. 369*, 275 (1965).
7. J. J. Demo, NACE reprint No. 23, Conf. Nat. Assoc. Corrosion Engineers, Cleveland (1968).
8. J. J. Demo, *Corrosion*, **27**, 531 (1971).
9. N. J. Petch, *Fracture*, p.305, Wiley, New York (1959).
10. A. H. Cottrell, *Transactions, Metallurgical Society of American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers*, **212**, 192 (1958).
11. T. L. Hohnston, *In Fracture*, p.1, New York (1966).
12. M. Henthorne, *ASTM STP No. 516*, 66 (1972).
13. J. Hochmann, *Rev. Metall.*, **48**, 734-758 (1951) (Brutcher trans. no. 2981).
14. H. Thielsch, *Weld. J. Res. Suppl.*, **30**, 209-s (1951).
15. T. A. Pruger, *Steel Horiz*, **13**, 10 (1951).
16. A. Plumtree and R. Gullberg, *J. Test. Eval.*, **2**(5), 331 (1974).