



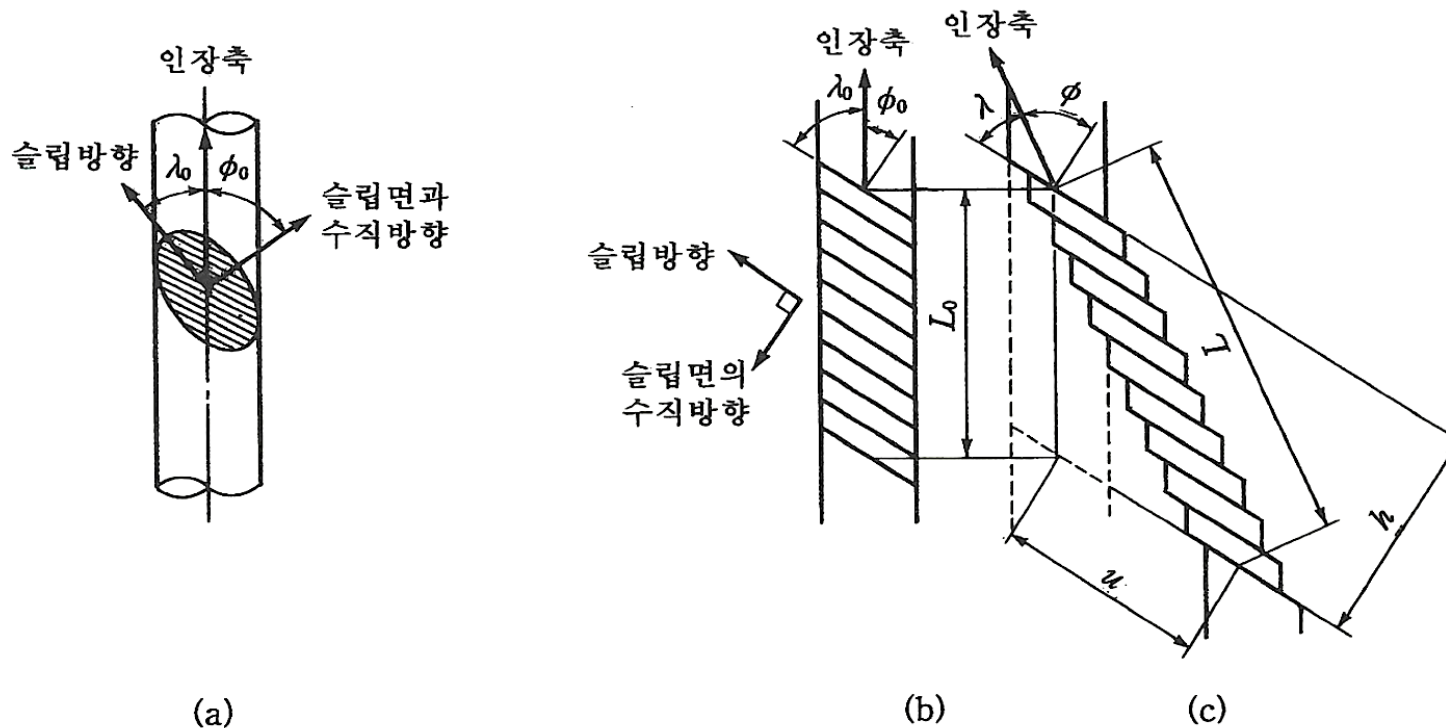
제 5 장

재료강도학-강의자료 결정의 강화

한밭대학교 신소재공학과 신기현

5.2 단결정 (single Crystal)의 변형경화

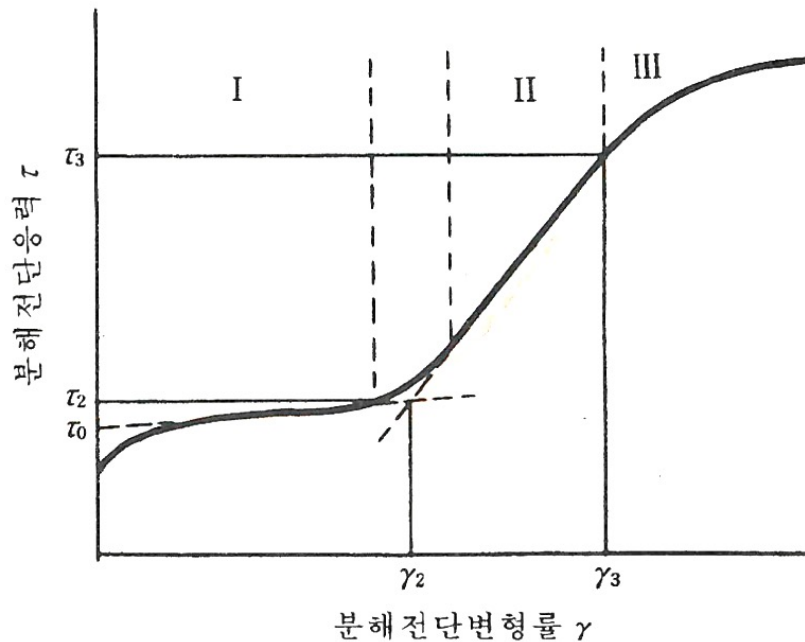
- 소성변형경화 (= 가공경화) = 변형경화 (work hardening or strain hardening)
- 슬립 = 전위의 이동 = 소성변형
- 전위의 이동을 막으면 → 강화가 일어난다.
- 장벽을 세우거나, 전위의 에너지를 낮추어 전위 이동의 구동력을 줄여주어야 한다.



[그림 5-1] 단결정의 인장

5.2 단결정 (single crystal)의 변형경화

- 변형경화 (work hardening)는 3개의 단계로 이루어진다.
- 용이활주영역(easy glide, 1단계), 선형경화영역(multiple slip - 2단계), 동적회복영역(dynamic recovery - 3단계)



[그림 5-2] 금속단결정의 유동곡선

<1단계-용이활주영역>

- 변형경화가 거의 X
- 전위가 장애물을 만나지 않고 비교적 큰 거리를 이동
- 가공경화가 작다는 사실 → 전위가 표면으로 빠져나감

<2단계-선형경화영역>

- 변형경화가 급격히 증가 - 선형증가
- 곡선의 기울기 대 전단탄성계수(G) 의 비가 응력과 온도에 무관, 결정방위와 순도에 거의 무관
(곡선의 기울기 ~ 전단탄성계수/300)

<3단계-동적회복영역>

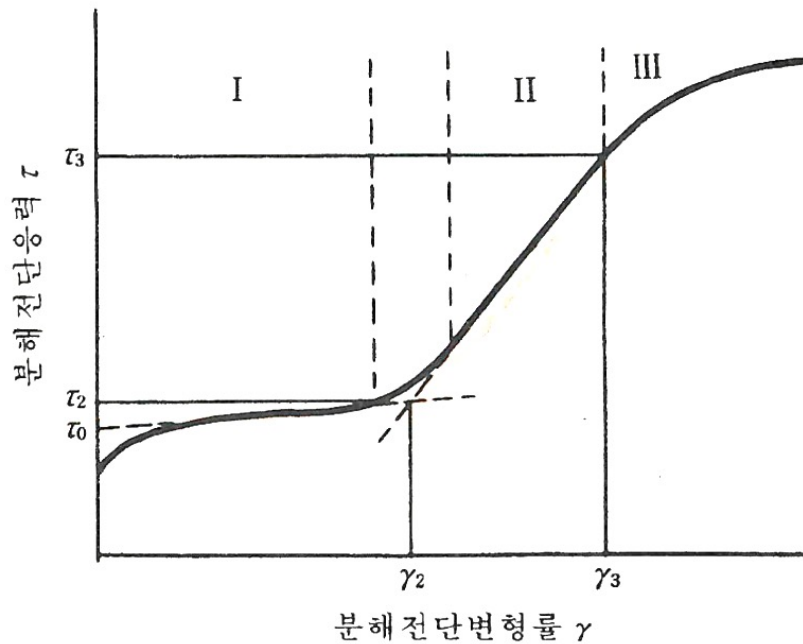
- 응력이 매우 크기 때문에, 응력이 작을 때는 일어나지 않는경우도.

5.2 단결정 (single crystal)의 변형경화

- 3단계로 이루어진 소성거동에 대한 연구가 많이 이루어짐
- 다양한 이론이 존재하지만, 여기에서는 Kuhlmann-Wilsdorf 가 제안한 **망길이(mesh length)이론**을 요약.

<1단계-용이활주영역>

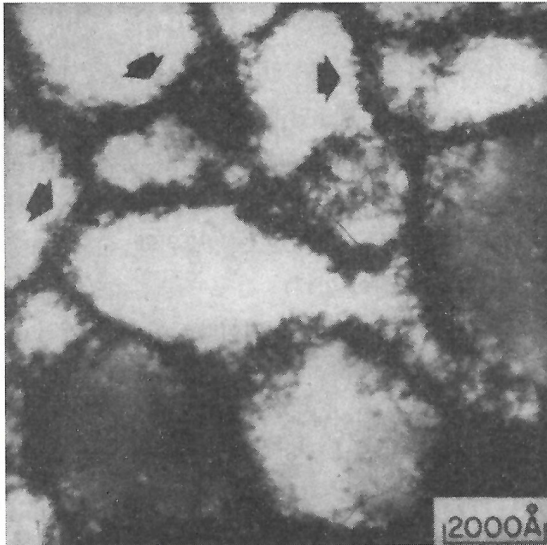
- 결정내 전위 밀도가 작고, 분포가 불균일
- **다른 전위의 간섭을 거의 받지 않고, 슬립면을 따라 활주 → 변형경화가 거의 없다. (전위가 움직이는데 아무런 문제가 없다.)**



[그림 5-2] 금속단결정의 유동곡선

5.2 단결정 (single crystal)의 변형경화

- 3단계로 이루어진 소성거동에 대한 연구가 많이 이루어짐
- 다양한 이론이 존재하지만, 여기에서는 Kuhlmann-Wilsdorf 가 제안한 망길이(mesh length)이론을 요약.



[그림 5-3] 전위방 조직의 투과전자현미경 사진(Ni, 방 크기 0.21μ)⁽⁷⁶⁾

<2단계-선형경화영역>

- 전위밀도가 그렇게 크지 않고, 전위 분포가 균일한 단계에서 시작
- **전위방(dislocation cell)**의 준균일 전위배열이 존재
- 전위방 = 전위가 거의 없는 영역이 전위밀도가 큰 영역 (평균전위밀도의 5배)으로 둘러싸여진 조직
- 소성변형을 일으키는데 필요한 응력

$$\tau \propto \frac{Gb}{\bar{l}}$$

\bar{l} : 평균 자유전위길이 (방크기)

5.2 단결정 (single crystal)의 변형경화

- 3단계로 이루어진 소성거동에 대한 연구가 많이 이루어짐
- 다양한 이론이 존재하지만, 여기에서는 Kuhlmann-Wilsdorf 가 제안한 망길이(mesh length)이론을 요약.

<2단계-선형경화영역>

- 소성변형을 일으키는데 필요한 응력

$$\tau \propto \frac{Gb}{\bar{l}} \quad \bar{l}: \text{평균 자유전위길이 (방크기)}$$

- 전위밀도 $\rho \propto 1/\bar{l}^2$

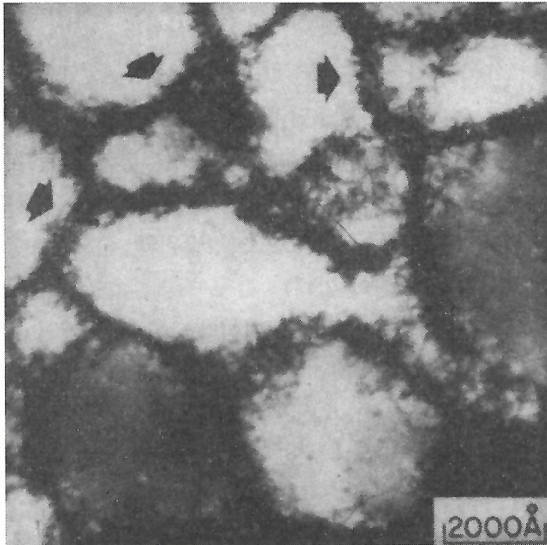
$$\tau = \tau_i + \alpha Gb\sqrt{\rho}$$

α : 상수 (금속에따라 0.3 ~ 0.6)

G : 전단계수

b : 슬립방향으로의 원자거리

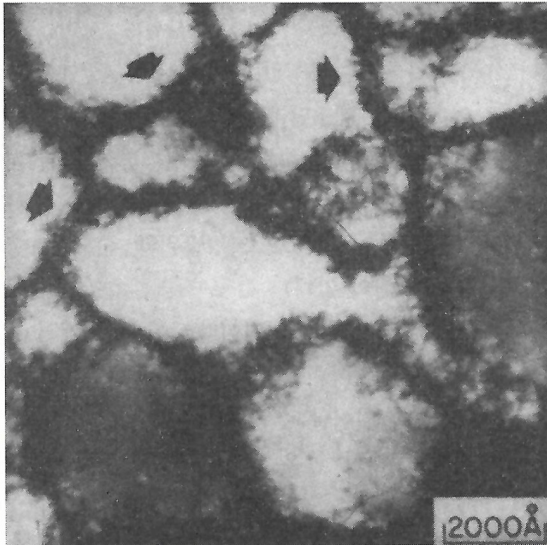
- 소성변형증가 → 전위밀도 증가 or 전위방의 크기 감소



[그림 5-3] 전위방 조직의 투과전자현미경 사진(Ni, 방 크기 0.21μ)⁽⁷⁶⁾

5.2 단결정 (single crystal)의 변형경화

- 3단계로 이루어진 소성거동에 대한 연구가 많이 이루어짐
- 다양한 이론이 존재하지만, 여기에서는 Kuhlmann-Wilsdorf 가 제안한 망길리(mesh length)이론을 요약.



[그림 5-3] 전위방 조직의 투과전자현미경 사진(Ni, 방 크기 0.21μ)⁽⁷⁶⁾

<2단계-선형경화영역>

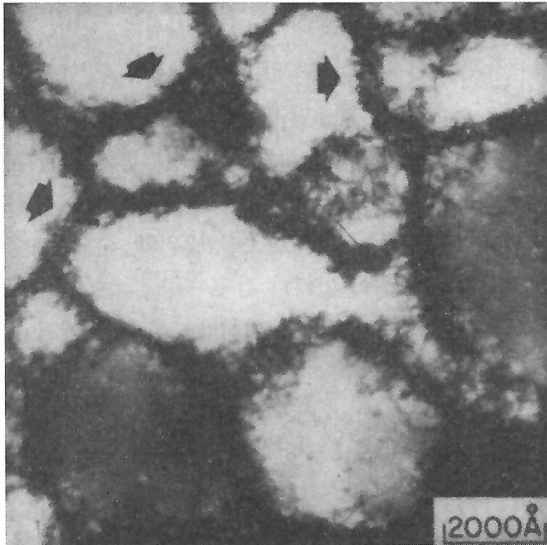
- 이 영역에서는 전위방의 크기가 계속 감소하면서 유동응력이 지속적으로 증가
- 전위 분포 특성은 변화하지 않고, 분포의 크기만 변화한다.

→ 변형이 더욱 증가하면, 방 내부의 자유 전위의 숫자가 급격히 줄어들고, 오히려 전위의 이동이 원활해진다.

(3단계 동적회복영역으로)

5.2 단결정 (single crystal)의 변형경화

- 3단계로 이루어진 소성거동에 대한 연구가 많이 이루어짐
- 다양한 이론이 존재하지만, 여기에서는 Kuhlmann-Wilsdorf 가 제안한 망길리(mesh length)이론을 요약.



[그림 5-3] 전위방 조직의 투과전자현미경 사진(Ni, 방 크기 0.21μ)⁽⁷⁶⁾

<3단계-동적회복영역>

- 일반적으로 적층결합에너지가 3단계의 시작에 중요한 역할을 한다고 생각.
- **Seeger** 는 전위가 교차슬립 할때 3단계가 일어날 것이라 주장.
- **적층결합에너지↑ → 교차슬립 많이 일어남**
- 예시) AI 은 적층결합에너지가 큼. 실온에서 2단계가 잘 나타나지 않고 바로 3단계로 넘어간다.

5.3 결정립계 (grain boundary)에 의한 강화 (이제 다결정)

- 2결정계(단결정/단결정)의 항복응력은 결정립계를 이루는 2개의 단결정의 방위차이가 클수록 증가
- 방위의 차이가 0일 때의 항복응력의 값 ~ 단결정의 항복응력 값
- 결정립계는 강도를 거의 가지고 있지 않다. → 슬립에 대한 상호간섭에 의해 경화가 일어남

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = M^2 \frac{d\sigma}{d\varepsilon}$$

다결정의 가공경화속도 단결정의 가공경화속도

방위인자(Schmid 계수의 역수)
i.e) FCC = 3.07, BCC = 2.75

- 다결정의 가공경화속도가 단결정보다 훨씬 빠르다, 그리고 강도도 더 크다.

5.3 결정립계 (grain boundary)에 의한 강화 (이제 다결정)

- Hall 과 Petch 는 인장항복응력과 결정립 크기 사이의 다음 실험식이 성립함을 발견
- Hall-Petch equation

$$\sigma_0 = \sigma_i + k' D^{-1/2}$$

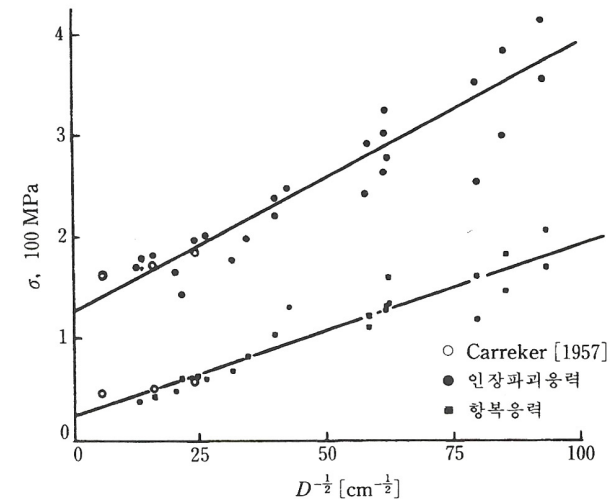
σ_0 = 항복응력

σ_i = 전위의 운동을 방해하는 마찰응력

k' = 전위가 장벽에 집적되는 정도
(또는 입계의 상대적 강화를 측정하는 상수)

D = 결정립의 지름

- ‘연성파괴’가 일어날 때까지, 임의의 소성변형에 대해서 유동응력과 결정립 크기 사이에도 관계가 성립
- ‘취성파괴응력’과 결정립크기 사이에서도 성립
- ‘피로강도’와 결정립크기 사이에서도 성립



[그림 5-6] 공업용 순도의 은(銀)의 실온에서의 항복응력 및 인장파괴응력과 결정립의 크기와의 관계⁽²¹⁾

5.3 결정립계 (grain boundary)에 의한 강화 (이제 다결정)

- 소성변형에 대한 저항의 결정립크기 의존성에 대한 두가지 모델

<첫번째 모델> : 결정립계가 전위의 이동에 대한 장애물로 작용한다는 개념

- 전위는 결정립계, 제2상, 부동전위와 같은 장애물로 인하여 슬립면에 집적
- 전위의 많이 집적되면, 선두에 있는 전위에서 큰 응력이 집중 ~ 이론전단응력에 거의 접근
- 이 높은 응력은 항복이 시작 되거나, 균열이 생길 수도

$$\sigma_0 = \sigma_i + k' D^{-1/2}$$

<두번째 모델> : 전위 밀도로 설명

- 입계에서의 전위집적의 존재는 중요하지 않다.
- 입계에서의 응력을 알 필요가 없고, 전위 밀도가 결정립과 유동응력에 미치는 영향이 중요

$$\tau_0 = \tau_i + \alpha G b \sqrt{\rho}$$

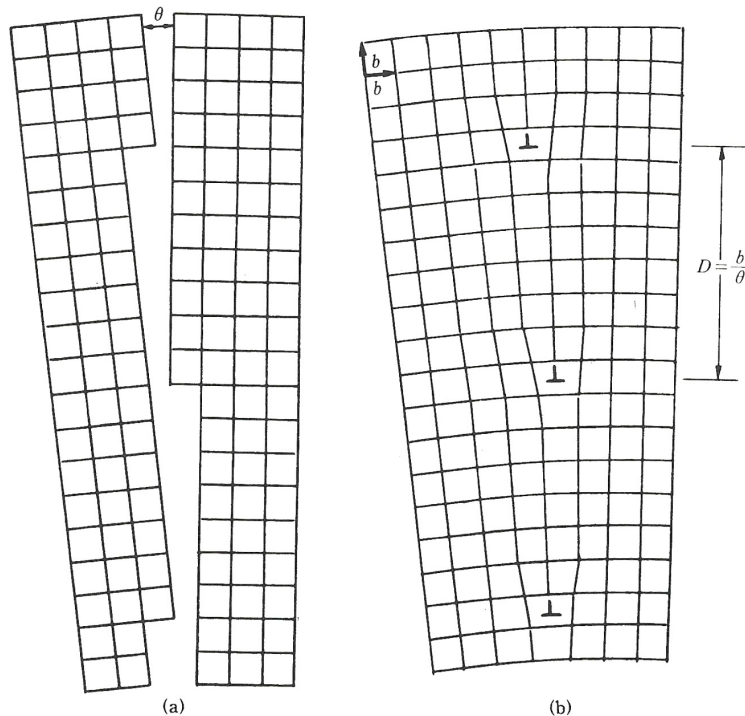
$$\begin{array}{ccc} \downarrow & \downarrow & \downarrow \\ \sigma_0 = \sigma_i + k' D^{-1/2} & & \end{array}$$

결국 같은 형태로 수렴

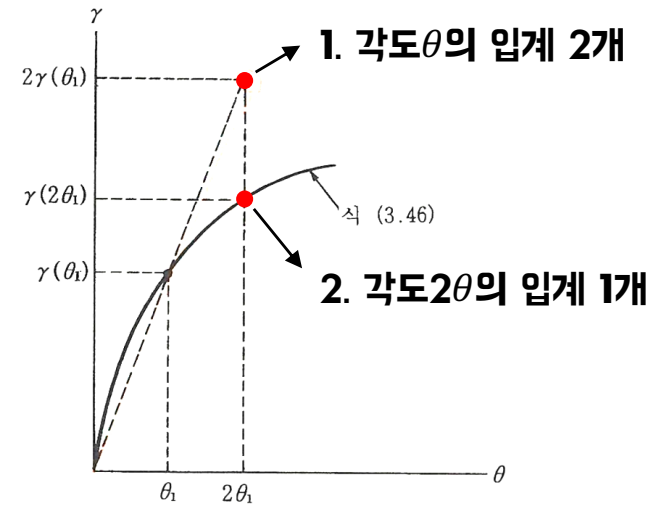


5.4 소각(low-angle)입계에 의한 강화

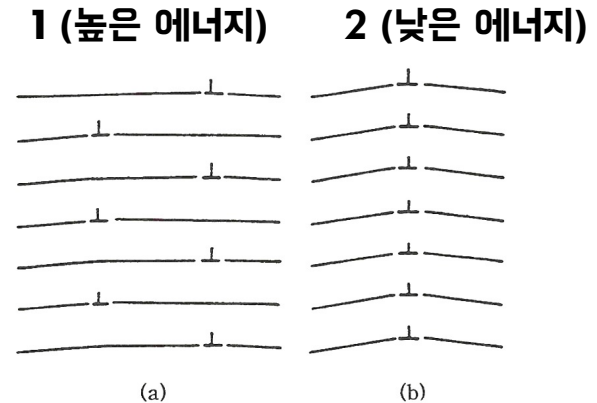
- 소각입계 = 칼날전위의 저에너지배열 (2번 상태)
- 전단응력 → 소각입계가 한단위로 움직임 (전위가 함께)
- 소각입계 → 낮은 에너지 상태 → 변하고 싶지 않음 → 강화!



[그림 3-74] (a) 지면(紙面)에 수직으로 공동(共同)[100]축을 가진 2개의 단순입방격자
 (b) 2개의 결정이 결합하여 경각입계를 이룸. 입계의 구조는 칼날전위의 배열로 나타낼 수 있다.⁽²⁴⁾



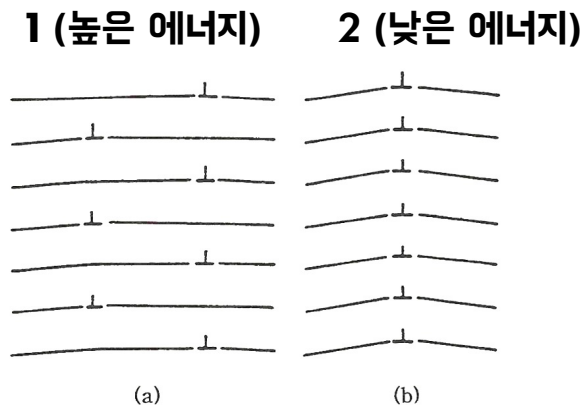
[그림 3-75] 경각입계에너지 γ 와 입계의 경사각 θ 사이의 관계



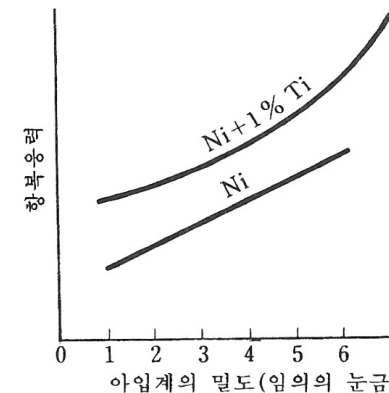
[그림 3-76] 칼날전위 사이의 수직간격이 넓게 옆으로 벌어져 있는 경우(a) 보다 수직으로 배열된 경우(b)가 작은 변형에너지를 갖고 있다.

5.4 소각(low-angle)입계에 의한 강화

- 소각입계 (아결정립계) = 칼날전위의 저에너지배열 (2번 상태)
- 전단응력 → 소각입계가 한단위로 움직임 (전위가 함께)
- 소각입계 → 낮은 에너지 상태 → 변하고 싶지 않음 → 강화!
- 열풀림 (어닐링, annealing) 한 재료에 소각입계가 형성되면 강도가 상당히 증가.
→ 그림 5-7과 같이, 변형시킨 재료를 어닐링하여 소각입계의 밀도가 증가하면 강도가 증가



[그림 3-76] 칼날전위 사이의 수직간격이 넓게 옆으로 벌어져 있는 경우(a) 보다 수직으로 배열된 경우(b)가 작은 변형에너지를 갖고 있다.

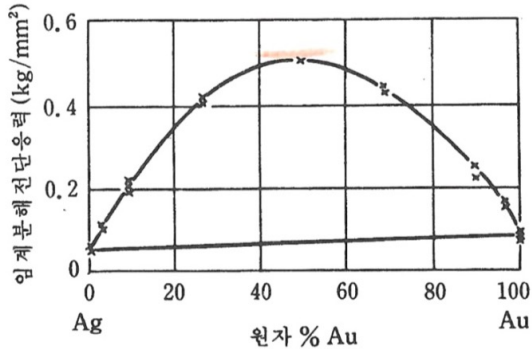


[그림 5-7] 아결정립계면의 밀도가 항복응력에 미치는 영향⁽²⁷⁾



5.7 고용강화 (solid solution strengthening)

- 고용체 (solid solution)는 순수한 금속보다 항상 더 강하다.



[그림 3-7] Ag-Au 합금단결정의 임계분해전단응력⁽²⁾

- 용매원자 ~ 용질원자 = 치환형 고용체
- 용매원자 >> 용질원자 = 침입형 고용체 (C, N, ~ O, H, B)

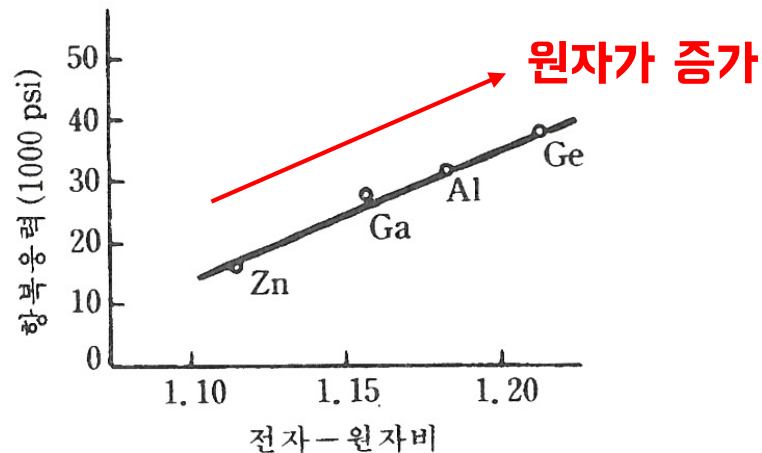
* <치환형 고용체> 형성 인자 by Hume-Rothery

- 크기가 비슷해야** (차이가 15% 이상인 경우 → 고용체의 범위가 1% 미만)
- 전기음성도가 비슷해야** (전기음성도 차이가 크면 → 금속간화합물)
- 원자가가 같아야** (만약 다르면, 원자가가 높은 금속이 잘 용해된다.- valence electron 이 많은)
- 동일한 결정구조** - 완전고용 (혹은 전용고용체)이 되려면



5.7 고용강화

- 고용강화에 대한 실험 결과를 종합하면
 - 용질원자 와 용매원자의 크기차이 또는 용질 첨가에 의한 격자상수 변화 \propto 경도의 증가
 - 하지만, **크기 인자만으로 모든 걸 설명할 수는 X**
- 용질과 용매의 '상대원자가'도 중요
 - 격자상수가 일정한 합금의 항복응력은 **전자-원자비**와 선형관계에 있음.



[그림 5-14] 전자-원자비가 銅의 고용체 합금의 항복응력에 미치는 영향⁽⁴¹⁾

5.7 고용강화

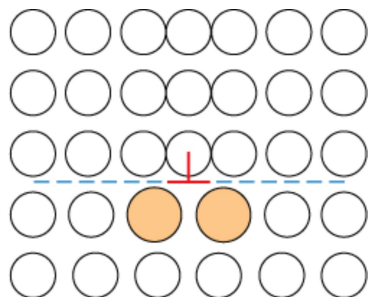
- 고용강화는 용질원자와 전위의 상호작용에 기인
- 다음과 같은 상호작용기구가 제안됨
 1. 탄성 상호작용 (앞에서 다룸)
 2. 탄성계수 상호작용 (앞에서 다룸)
 3. 전기적 상호작용
 4. 적층결함 상호작용 (앞에서 다룸)
 5. 단범위규칙도 상호작용
 6. 장범위규칙도 상호작용



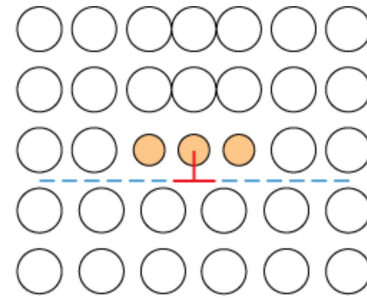
5.7 고용강화

- 고용강화는 용질원자와 전위의 상호작용에 기인
- 다음과 같은 상호작용기구가 제안됨

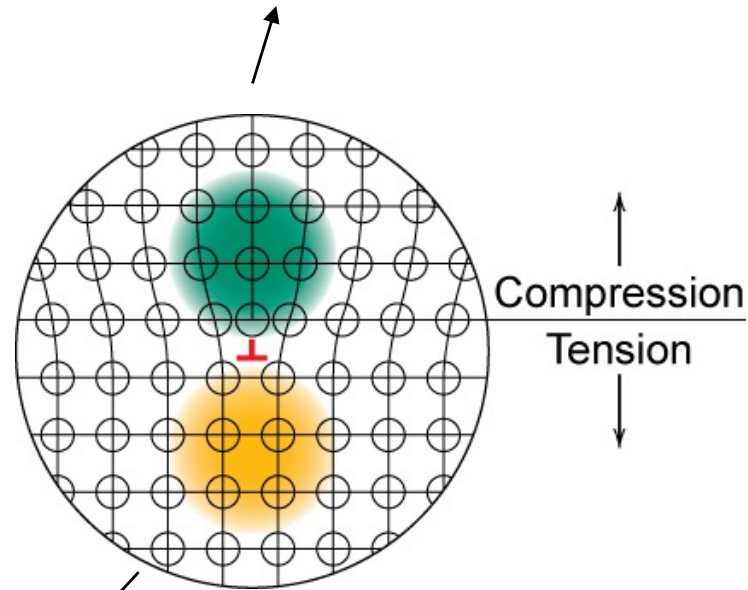
- 탄성 상호작용 (앞에서 다룸)
- 탄성계수 상호작용 (앞에서 다룸)
- 전기적 상호작용
- 적층결함 상호작용 (앞에서 다룸)
- 단범위규칙도 상호작용
- 장범위규칙도 상호작용



아래쪽은 너무 넓어 (인장응력)
 → 큰 원자 (고용)가 필요해
 → 편해짐 (에너지가 낮아짐)
 → 전위가 움직이지 않음



위쪽은 너무 좁아. (압축응력)
 → 작은 원자(고용)가 필요해
 → 편해짐 (에너지가 낮아짐)
 → 전위가 움직이지 않음



치환형은 칼날전위의 이동방해
침입형은 칼날전위, 나선전위의 이동 방해

5.7 고용강화

- 고용강화는 용질원자와 전위의 상호작용에 기인
- 다음과 같은 상호작용기구가 제안됨
 1. 탄성 상호작용 (앞에서 다룸)
 2. 탄성계수 상호작용 (앞에서 다룸)
 3. 전기적 상호작용
 4. 적층결함 상호작용 (앞에서 다룸)
 5. 단범위규칙도 상호작용
 6. 장범위규칙도 상호작용
- 용매원자 = 용질원자 (크기)
 - 서로의 탄성계수가 다르면, 상호작용이 있음
 - 전위가 이동하는데 용질원자의 전단계수가 높으면 이동이 힘들



5.7 고용강화

- 고용강화는 용질원자와 전위의 상호작용에 기인
- 다음과 같은 상호작용기구가 제안됨
 1. 탄성 상호작용 (앞에서 다룸)
 2. 탄성계수 상호작용 (앞에서 다룸)
 3. 전기적 상호작용
 4. **적층결함 상호작용 (앞에서 다룸)**
 5. 단범위규칙도 상호작용
 6. 장범위규칙도 상호작용

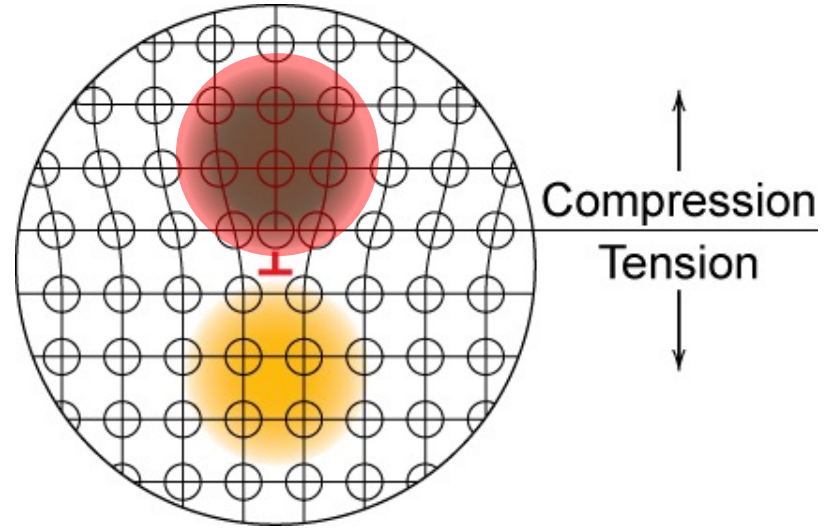
- 일반적으로 **적층결함에서 용질의 평형농도가 기지에서보다 크다.**
 - 이런 현상을 화학작용 혹은 **Suzuki 효과**라고 한다.



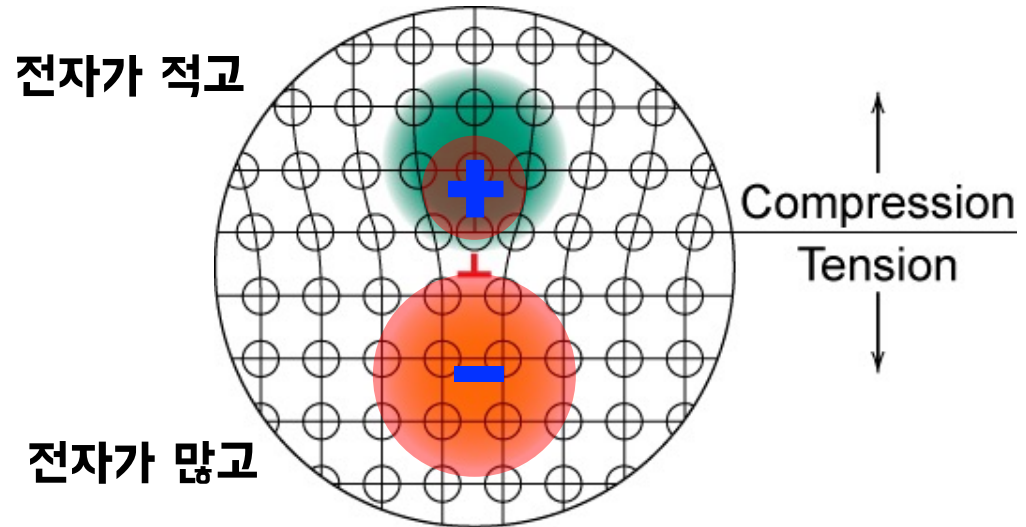
5.7 고응강화

- 고응강화는 용질원자와 전위의 상호작용에 기인
- 다음과 같은 상호작용기구가 제안됨
 1. 탄성 상호작용 (앞에서 다룸)
 2. 탄성계수 상호작용 (앞에서 다룸)
 3. **전기적 상호작용**
 4. 적층결함 상호작용 (앞에서 다룸)
 5. 단범위규칙도 상호작용
 6. 장범위규칙도 상호작용

하지만, 탄성 상호작용이나 탄성계수 상호작용에 비해 크기가 매우 작음.



전자구름 (자유전자의 무리)은 압축에 저항 (자유롭고 싶다)



전자가 적고

전자가 많고

넓은 곳으로 재배열되려는 경향



5.7 고용강화

- 고용강화는 용질원자와 전위의 상호작용에 기인
- 다음과 같은 상호작용기구가 제안됨

1. 탄성 상호작용 (앞에서 다룸)
2. 탄성계수 상호작용 (앞에서 다룸)
3. 전기적 상호작용
4. 적층결함 상호작용 (앞에서 다룸)
5. 단범위규칙도 상호작용
6. 장범위규칙도 상호작용

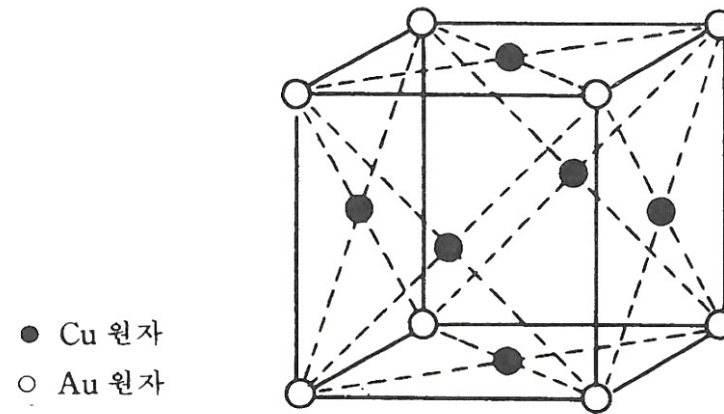
만약 전위가 단범위 규칙도 영역이나
집합체형성 영역을 지나가면, **국부적으로
규칙성이 깨진다. → 에너지가 올라간다.
→ 전위가 이동하고 싶지 않다. → 강화!**



- 고용된 용질원자의 분포는 어느정도 규칙성을 보임
- 전위, 적층결함, 소각입계, 입계에 우선적으로 집합
- 이런 결함이 없어도 규칙성이 존재
 1. 용질원자 끼리 모이는 집합체 형성 (clustering)
 2. 용매원자 주변에 모이는 **단범위 규칙도 (short-range order)**

5.7 고용강화

- 고용강화는 용질원자와 전위의 상호작용에 기인
- 다음과 같은 상호작용기구가 제안됨
 1. 탄성 상호작용 (앞에서 다룸)
 2. 탄성계수 상호작용 (앞에서 다룸)
 3. 전기적 상호작용
 4. 적층결함 상호작용 (앞에서 다룸)
 5. 단범위규칙도 상호작용
 6. 장범위규칙도 상호작용

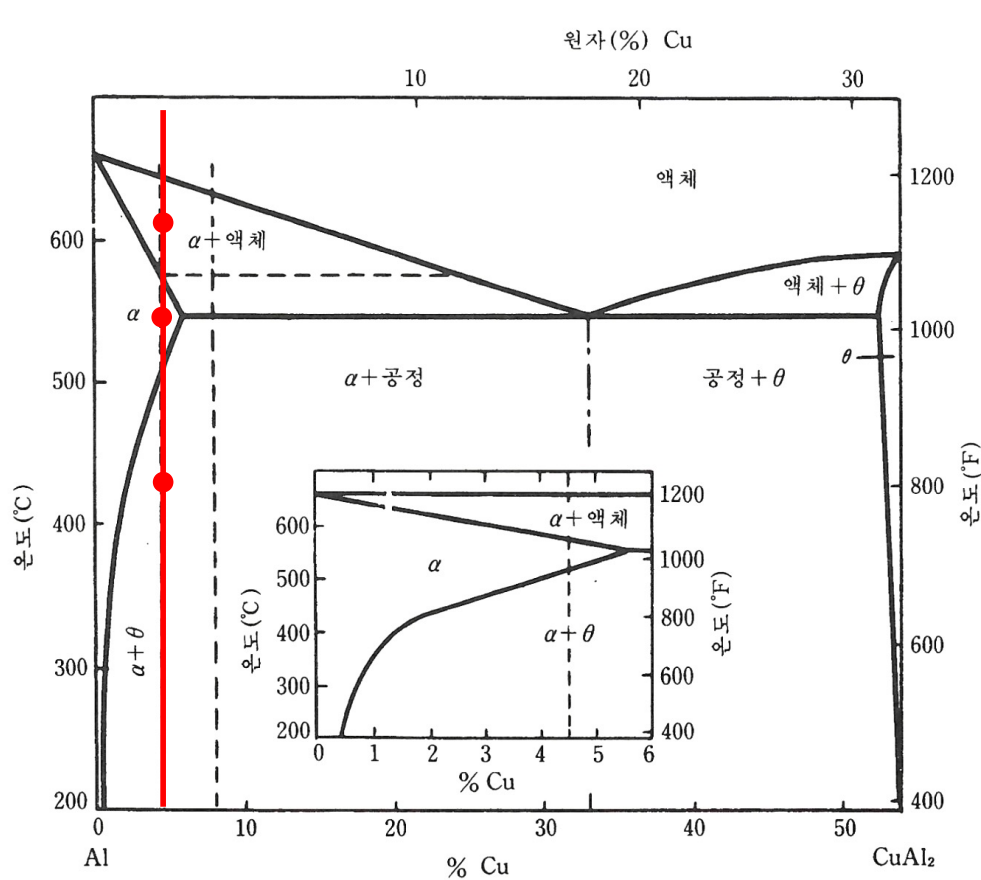


[그림 5-15] 초격자 Cu_3Au 의 결정구조

- 장범위 규칙도 (long-ranger order) 를 가지면, (금속간화합물 같은)
- 전위가 이 영역을 지나가면, 금속간화합물의 구조가 깨지면서 에너지가 높아짐
→ 전위는 이동하고 싶지 않다. → 강화!

5.9 석출경화 (precipitation hardening) 및 분산강화

- 금속기지 속에 미세하게 분산된 불용성 제2상으로 인해 생기는 강화 : 분산강화
- 비슷한 현상으로 석출경화



[그림 5-20] Al-Cu 합금의 상태도

제2상

<석출경화>

- 고온에서는 θ (Cu)가 녹아있음.
- 중온에서는 θ 는 전율고용
- 저온에서는 θ 는 석출
 - 석출물에 의한 강화
 - 고온에서 석출물이 용해되어 연화됨

<분산강화>

- 고온에서도 석출물이 용해되지 않아 (보통 산화물, 탄화물, 질화물, 붕화물)
- 고온에서도 상당한 경도!



5.9 석출경화 및 분산강화

- 분산강화 재료를 만들기 위한 방법
 1. 금속분말과 제2상입자를 혼합, 성형, 소결 - '분말야금법'
 2. 귀금속과 전이금속 합금을 만들과 산화 → 전이금속이 먼저 산화되어 귀금속 내부에 산화물이 분산되어 있는 - '내부산화법'
- 이러한 재료들은 제2상이 미세하게 분산되어 있어, 재결정과 결정립의 성장이 어렵다.
- 제2상입자로 부터 생기는 강화 정도는 연성기지 내의 입자의 분포에 따라 달라진다.
- 제2상입자의 모양, 부피분율, 평균입자지름, 평균입자간 거리 가 중요, 서로 연관 되어 있다.
- 제2상입자가 충분히 성장하여 입자를 자르기 매우 어렵게 되는 점에 이르면, 전위가 입자 주위를 돌아가는 길을 찾게 된다. 이때 전위를 밀어 통과시키는데 필요한 응력은

$$\tau_0 = \frac{Gb}{l} \quad l = \text{입자간 거리}$$



5.10 마르텐사이트 강화

- 마르텐사이트의 강화기구에는 여러가지 설이 있으나, 일반적으로 **두가지 이론**으로 설명
- 판상 마르텐사이트: 결정버릇면(habit plane)이 존재, 두께가 0.1μ 의 수많은 평행한 쌍정으로 구성
- 괴상 마르텐사이트: 1 cm^2 당 $10^{11} \sim 10^{12}$ 개의 전위 (심하게 변형된 금속의 전위밀도와 유사)

- 첫번째 원인
 - 미세한 쌍정이나 큰 전위밀도로 인해 전위의 활주가 **방해받기** 때문

- 두번째 원인
 - 탄소원자로 인해서
 - 담금질(quenching) → 오스테나이트 에서 페라이트로 급속히 변태 → 탄소용해도가 크게 감소 → 탄소원자는 페라이트 격자를 변형 → 실온확산에 의한 재배열 → **전위와 탄소원자 사이의 강한 결합** → 전위의 이동에 제약 → **강화!**



5.11 다결정의 변형강화

- 다결정에서는 인근 결정립의 상호간섭에 의해서 다중슬립이 쉽게 일어나 상당한 가공경화가 생김
- 가공경화가 풀리지 않는 온도영역과 시간에서 행해지는 소성변형 = **냉간가공**
- 열처리를 해도 변화가 없는 금속이나 합금을 경화하기 위해 필요
- 소성변형으로 전위의 수가 증가
- 열풀림 받은 금속에서는 전위의 수가 cm^2 당 $10^6 \sim 10^8$ 개
- 심하게 변형된 금속은 10^{12} 정도

- 금속을 냉간가공하여 변형시키는데 소비되는 에너지는 대부분 열로 변환
- 하지만, **소비된 에너지의 10%는 격자속에 저장되어 내부에너지가 증가**
- 금속의 용점이 높을수록, 용질 첨가량이 높을 수록 저장되는 에너지가 증가
- 저장되는 에너지는 변형에 따라 증가하다가 한계값에 이른다.
- 한계값은 변형온도가 낮을수록 증가한다.
- 저장되는 에너지는 대부분 전위의발생과 상호작용에 기인
- 공공도 매우낮은 온도에서 변형된 금속의 저장된 에너지의 일부를 담당 (고온에서는 쉽게 사라짐)
- 적층결함과 쌍정결함도 저장된 에너지의 소량을 담당
- 단범위규칙도의 감소가 저장된 에너지에 기여 가능
- 탄성변형에너지는 저장된 에너지에 소량만을 담당



5.12 냉간가공된 금속의 열풀림

- 냉간가공된 상태는 변형되지 않은 금속보다 더 큰 내부에너지
- **기계적으로 안정 (높은 강도) 하지만 열역학적으로 불안정**
- 온도가 증가하면 더욱 불안정 → 결국 금속은 연화되고 변형이 없던 상태로 변한다
→ **열풀림 (어닐링, annealing)**
- 열풀림의 과정 : 회복, 재결정, 결정립성장

<회복>

- 조직의 변화는 거의 X, **금속의 물리적 성질이 회복, 전기전도도 급격히 증가, 격자의 변형 감소**

<재결정>

- 조직이 새로운 결정립으로 변화, 경도 및 강도가 감소, 연성이 증가, 전위밀도가 급격히 감소,
가공경화의 모든 효과가 사라짐
- 회복과 재결정의 구동력은 냉간가공에 의해 저장된 에너지

<결정립성장>

- 재결정을 일으키는데 필요한 온도 이상에서는 **결정립이 성장한다.**
- 결정립성장의 구동력은 입계면적의 감소로 (결정립의 성장으로) 자유에너지 감소



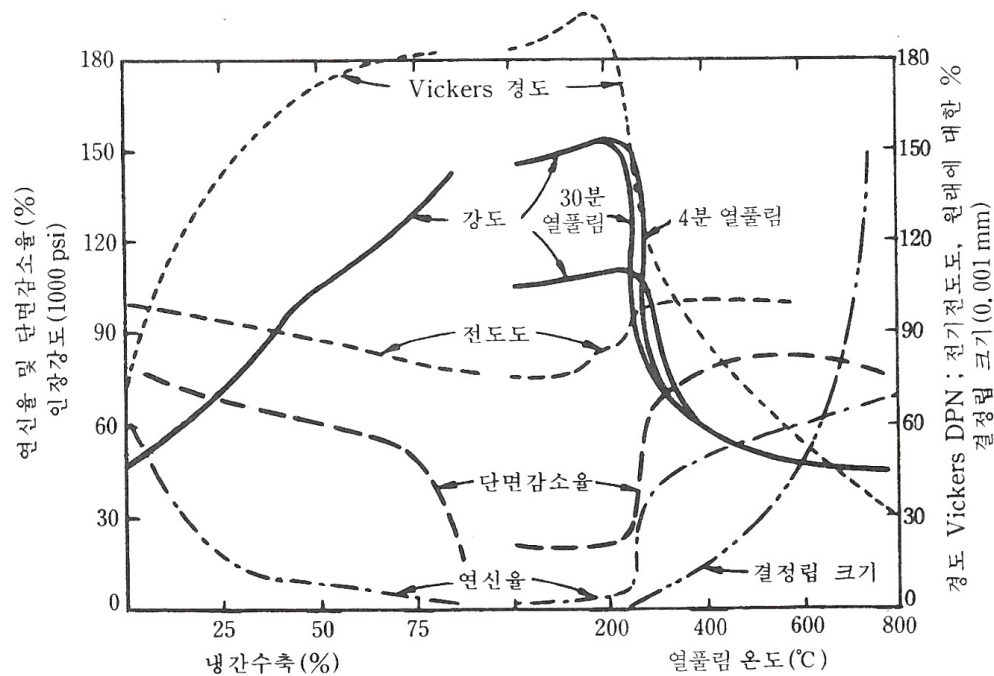
5.12 냉간가공된 금속의 열풀림

- 재결정거동에 영향을 주는 요인들
(재결정 전의 변형량, 온도, 시간, 초기결정립, 조성, 재결정 시작 전 회복의 양)
- 위의 요인과의 재결정과정의 관계를 요약
 1. 재결정에는 최소량의 변형이 필요
 2. 변형이 작으면 → 재결정에 필요한 온도가 높다.
 3. 열풀림 시간이 증가 → 재결정온도는 감소, 하지만 온도가 더 중요 (어닐링시간 2배 = 온도 10도)
 4. 최종 결정립의 크기 = 변형정도에 영향 / 어닐링 온도에 따라서는 덜 변화
 5. 변형정도가 클수록, 어닐링 온도가 낮을수록 재결정 된 입자의 크기는 작아진다.
 6. 원래의 결정립이 클수록 같은 재결정온도를 얻는 데 필요한 냉간가공량은 커진다.
 7. 금속의 순도가 높음 → 재결정온도는 낮아짐, 고용합금원소를 넣으면 항상 재결정온도가 증가
 8. 가공온도가 증가 → 같은 재결정거동을 얻는데 필요한 변형량이 증가
 9. 가공법이 다르면 유효변형도 달라지고, 같은 재결정거동이 얻어지지 않을수도



5.12 냉간가공된 금속의 열풀림

- 냉간가공 후 저온어닐링 할때, **경도와 강도가 오히려 약간 증가하는 경향**
- 고용합금의 경우 보편적인 현상
- 전위나 적층결함에 용질원자가 확산하여 전위나 적층결함의 이동을 어렵게
- 이러한 현상을 **열풀림 경화 (annealing hardening)** 이라고 한다.

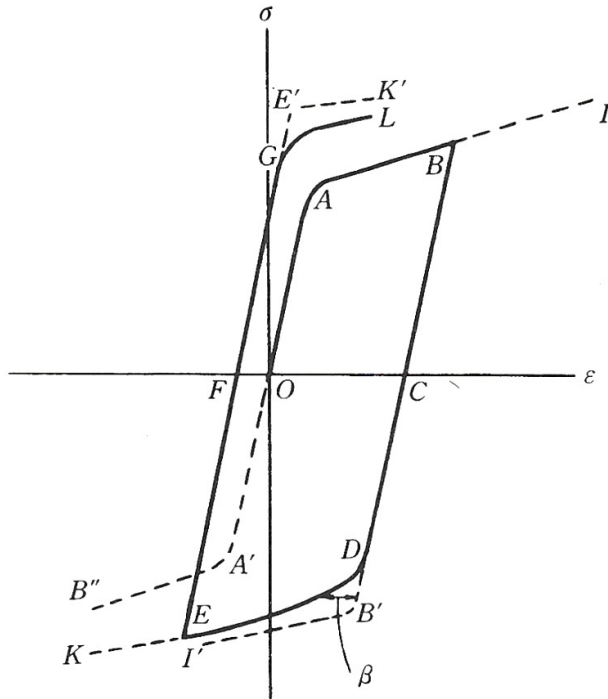


그림에 표시한 것을 제외하고는 주어진 온도에서의 열풀림 시간은 30분이다.
 강도곡선 중 아래곡선은 50% 냉간가공한 금속에 대한 것이다.

[그림 5-41] 냉간가공과 열풀림이 황동(35% Zn)의 성질에 미치는 영향⁽⁵⁸⁾

5.13 Bauschinger 효과

- OAB를 따라서 인장하였다가 (A가 항복강도)
 - 압축하면 BCDE를 따라간다.
 - B'(=A) 보다 작은 D에서 항복이 일어난다.
 - 이와 같이 변형방향을 바꾸면 원래방향으로 계속 변형시켰을 경우에 예상되는 변형경화보다 작은 변형경화가 얻어진다.
- Bauschinger 효과



OAB와 OA'B''는 O에 대하여 대칭
 CBI와 CB'I'는 C에 대하여 대칭
 FEK와 FE'K'는 F에 대하여 대칭

[그림 5-43] Bauschinger 효과의 설명도

- Bauschinger 효과는 전위로 설명된다.
- 소성변형이되면 전위가 움직이면서 입계로 전위가 집적됨
- 변형이 반대가 되면 전위 역시 반대방향으로 이동 하고, 이때는 장애물 혹은 전위를 거의 만나지 않아서 전보다 낮은 응력에서 변형.

